

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS

Departamento de Materiales



**CARACTERIZACIÓN Y OPTIMIZACIÓN
TECNOLÓGICA DE UN HACER HIPEREUTECTOIDE**

**MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR
PRESENTADA POR**

Alberto Fernández Vicente

Bajo la dirección de los Doctores:

Félix Peñalba Díaz
Manuel Casí Cebrián

Madrid, 2001

ISBN: 84-669-1734-9

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS

Departamento de Materiales



CARACTERIZACIÓN Y OPTIMIZACIÓN TECNOLÓGICA DE UN ACERO HIPEREUTECTOIDE

TESIS DOCTORAL

ALBERTO FERNÁNDEZ VICENTE



Departamento de Materiales Metálicos

FUNDACION INASMET

Departamento de Metalurgia Física

**CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS
CONSEJO SUPERIOR DE INVESTIGACIONES CIENTÍFICAS**

Madrid, Septiembre de 2001

DIRECTORES

FÉLIX PEÑALBA DÍAZ y MANUEL CARSÍ CEBRIÁN

A mis Padres, Juan e Isabel, y a mis
hermanos Juan Antonio, Sergio,
Jorge y María Gabriela

AGRADECIMIENTOS

Deseo expresar mi más sincero agradecimiento a mi director de tesis el Dr. Félix Peñalba Díaz, investigador de la Fundación INASMET y a mi codirector de tesis el Dr. Manuel Carsí Cebrián, científico titular del CENIM-CSIC, por su dedicación, colaboración e interés que me ha mostrado en todo momento.

Agradezco a mi tutora la Dra. Nieves de Diego Alonso su apoyo y disponibilidad para la consecución de este trabajo.

Quiero dedicar una muy especial mención al Prof. Oscar Ruano cuyo asesoramiento ha facilitado y permitido considerablemente la realización de este trabajo. Especialmente le agradezco la ayuda prestada en la revisión de esta memoria y en lo concerniente a todos y cada uno de los trabajos realizados durante estos cuatro años y medio.

Gracias a D. Jesús Chao por la ayuda prestada en el estudio de todos y cada uno de los aspectos relacionados con la mecánica de la fractura, el análisis de las superficies de fractura y el diseño de los ensayos de fractura. Sin su ayuda una buena parte de la tesis no hubiera sido posible realizarla.

Gracias al Dr. Fernando Carreño por los numerosos ratos de discusión que me ha brindado para llegar a entender el comportamiento en fluencia de los materiales. Sus consejos y explicaciones me han permitido ligar los diferentes resultados experimentales con los modelos teóricos.

Gracias al Prof. Oleg Sherby por su cálida acogida durante mi estancia en la Universidad de Stanford, así como por su ayuda a la hora de entender y correlacionar los resultados experimentales con los fundamentos teóricos. Su entusiasmo contagioso y análisis objetivo de la realidad me han animado constantemente en el camino científico.

A todos los miembros del Departamento de Metalurgia Física, sus inestimables consejos y su colaboración en los momentos en los que los he necesitado. Quiero destacar especialmente la ayuda proporcionada por los Drs. Joaquín Ibáñez, Víctor López y Bernardo Fernández.

Gracias a mi compañera de despacho Belén Torres. Ella me ha ayudado y animado a seguir adelante en muchos momentos durante la redacción y corrección de esta tesis. Las discusiones y confrontaciones de nuestros puntos de vista me han permitido recuperar y orientar adecuadamente la perspectiva frente al trabajo y frente a la vida en numerosas ocasiones.

Una gratitud inmensa siento por los becarios que durante estos años han ido desarrollando su trabajo en el Departamento: Teresa Gerique, Alberto, Teresa Pérez, Víctor, Ali, Pablo, Mohamed, Gerardo, David, Ricardo, Ignacio, Marian, Carmen, Chus, Pilar, Marta, Merche, por su amistad y apoyo moral y científico. Las discusiones, risas, chistes y bromas mantenidas con ellos forman también parte de esta tesis.

Quiero agradecer de una manera muy especial al equipo de microscopía, de análisis químico, de fotografía y al personal del taller mecánico, su profesionalidad, interés y afecto hacia mí y hacia el trabajo realizado. Sin ellos este trabajo no sería lo que es.

Gracias al Dr. Eric Taleff por su disponibilidad a la hora de llevar a cabo los ensayos de fractura en su laboratorio en la Universidad de Texas en Austin. Sus comentarios y recomendaciones han contribuido en la explicación y entendimiento de los resultados.

También quiero dar las gracias a mis compañeros del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Austin por su apertura hacia mi persona, por su ayuda en el manejo de los instrumentos del laboratorio y por las discusiones mantenidas con ellos.

Gracias a mis amigos de siempre, aunque pase el tiempo, seguís estando ahí.

Gracias a Pilar Checa y su familia por haber compartido junto a mí una de las etapas más bonitas y duras de mi vida. No olvidaré todos los momentos que hemos vivido juntos.

Gracias, en definitiva, a todos aquellos con los que, de una u otra manera, he convivido durante estos años y han hecho más grata la labor diaria.

Por último (y no en importancia) quiero darles las gracias a mis padres. Ellos son los que, en primera instancia, me han permitido y animado a alcanzar una buena formación y llevar a cabo mis estudios. Sus sacrificios no han sido baldíos y los frutos de los mismos los estamos recogiendo hoy mismo. Gracias también a mis hermanos, quienes me han aguantado y aguantan en todos y cada uno de los momentos malos y buenos durante el transcurso de esta tesis y de la vida.

INDICE

1. INTRODUCCIÓN GENERAL.....	1-1
2. OBJETIVOS.....	2-1
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	3-1
3.1. COMPOSICIÓN Y PREPARACIÓN DE LOS MATERIALES DE PARTIDA.....	3-1
3.1.1. Fabricación de las coladas	3-1
3.1.2. Composición química de los aceros UAC.....	3-1
3.2. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB).....	3-2
3.3. PREPARACIÓN METALGRÁFICA.....	3-3
3.4. DUREZA	3-3
3.5. MEDIDA DE LOS PARÁMETROS MICROESTRUCTURALES	3-4
3.6. ANÁLISIS DE IMAGEN.....	3-5
3.7. ENSAYOS DE COMPRESIÓN.....	3-5
3.6. ENSAYOS DE TORSIÓN	3-5
3.6.1. Cálculo de las deformaciones, velocidades de deformación y tensiones efectivas	3-8
3.7. ENSAYOS DE FRACTURA	3-9
3.8. REFERENCIAS.....	3-17

4. COMPORTAMIENTO MECANICO DEL ACERO UAC-1,3%C A ALTAS TEMPERATURAS Y ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN.....	4-1
4.1. INTRODUCCIÓN	4-1
4.1.1. Mecanismos de deformación durante la deformación plástica a alta temperatura o fluencia de los sólidos cristalinos.....	4-2
4.1.2. Ecuación de Garofalo.....	4-9
4.2. RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	4-14
4.2.1. Curvas de torsión.....	4-14
4.2.2. Resistencia mecánica del acero UAC-1,3C. Análisis mediante la ecuación de fluencia de ley potencial.....	4-17
4.2.2.1. Mecanismos de deformación.....	4-17
4.2.2.2. Procesos de fluencia por movimientos de dislocaciones: cálculo de la energía de activación.....	4-25
4.2.2.3. Comparación de la resistencia del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones férreas.....	4-28
4.2.2.4. Ductilidad del acero UAC-1,3C.....	4-29
4.2.2.5. Comparación de la ductilidad del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones férreas.....	4-32
4.2.2.6. Resistencia mecánica del acero UAC-1,3C. Análisis mediante la ecuación de Garófalo.....	4-35
4.3. DISCUSIÓN	4-39
4.3.1. Estado estacionario en las curvas de torsión.....	4-39
4.3.2. Exponente de la tensión de la ley potencial: efecto del calor adiabático.....	4-42
4.3.3. Mecanismos de deformación y energía de activación en los estados de deformación asociados al máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$	4-48
4.3.4. Capacidad predictiva de la ecuación de la ley potencial para el estado de máximo.....	4-52

4.3.5. Comparación de la resistencia mecánica del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones férreas	4-54
4.3.6. Ductilidad del acero UAC-1,3C	4-56
4.3.7. Comparación de la ductilidad del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones de hierro	4-57
4.3.8. Análisis de los datos de torsión mediante la ecuación de Garófalo.....	4-58
 4.4. RESUMEN Y CONCLUSIONES	4-64
Apéndice A.....	4-67
 4.5. REFERENCIAS.....	4-71

5. DESARROLLO DE TRATAMIENTOS TERMOMECÁNICOS EN LOS ACEROS UAC-1,3C Y UAC-1,5C.....

5-1

5.1. TRATAMIENTOS TERMOMECÁNICOS PARA LA OBTENCIÓN DE MICROESTRUCTURAS ESFEROIDALES	5-1
5.1.1. INTRODUCCIÓN.....	5-1
5.1.2. TRATAMIENTOS TERMOMECÁNICOS EMPLEADOS	5-2
5.1.3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	5-3
5.1.3.1. Acero UAC-1,3C.....	5-3
5.1.3.2. Acero UAC-1,5C.....	5-5
5.1.4. DISCUSIÓN.....	5-7
5.1.4.1. Microestructura después de la etapa de forja.....	5-7
5.1.4.1.1. Ruta A.....	5-8
5.1.4.1.2. Ruta B	5-9
5.1.4.1.3. . Influencia de la composición química en el espesor de la red de cementita proeutectoide durante la etapa de forja.....	5-12

5.1.4.2. Microestructura después de la etapa de recocido.....	5-15
5.1.4.2.1. Disolución de los carburos y formación de partículas esferoidales (consideración teórica)	5-15
5.1.4.2.2. Comparación de los tratamientos de recocido en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C	5-18
5.1.5. CONCLUSIONES.....	5-19
5.2. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS PARA LA OBTENCIÓN DE MICROESTRUCTURAS PERLÍTICAS: CARACTERIZACIÓN DE LAS MICROESTRUCTURAS OBTENIDAS	5-22
5.2.1. TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	5-23
5.2.2. RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	5-23
5.2.2.1. Microestructuras obtenidas.....	5-23
5.2.2.1.1. Acero UAC-1,3C	5-23
5.2.2.1.2. Acero UAC-1,5C	5-25
5.2.2.2. Medida de los parámetros microestructurales.....	5-27
5.2.2.2.1. Acero UAC-1,3C	5-29
5.2.2.2.2. Acero UAC-1,5C	5-33
5.2.2.3. Dureza	5-37
5.2.3. DISCUSIÓN.....	5-38
5.2.3.1. Microestructura obtenidas	5-38
5.2.3.2. Parámetros microestructurales	5-42
5.2.3.2.1. Microestructuras esferoidales	5-42
5.2.3.2.2. Microestructuras perlíticas	5-44
5.2.3.3. Dureza	5-50
5.2.4. CONCLUSIONES.....	5-52
5.3. REFERENCIAS.....	5-55

6. COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE LOS ACEROS DE ULTRAALTO CONTENIDO EN CARBONO UAC-1,3C Y UAC-1,5C.....	6-1
6.1. INTRODUCCIÓN	6-1
6.2. INTRODUCCIÓN TEORICA. ENSAYO PARA LA DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA EN CONDICIONES DE DEFORMACIÓN PLANA EN PROBETA CORTA CON ENTALLA CHEVRON	6-7
6.2.1. Teoría para el cálculo de K_I en probeta con entalla tipo chevron a partir de la teoría elástico-lineal y de la teoría plástico-elástica de la mecanica de la fractura.....	6-7
6.2.1.1. Derivación del factor de intensidad de tensiones, K_I , a partir de la teoría elástico-lineal de la mecánica de la fractura.....	6-7
6.2.1.2. Cálculo del parámetro de forma Y asociado a una probeta prismática corta en la que la que se propaga una grieta de frente recto.....	6-13
6.2.1.3. Cálculo del parámetro de forma, Y^* , asociado a una probeta prismática corta con entalla de tipo chevron en la que se propaga una grieta con frente trapezoidal	6-15
6.2.1.4. Derivación del factor de intensidad de tensiones, K_I , a partir del análisis elástico-plástico	6-18
6.3. RESULTADOS EXPERIMENTALES	6-22
6.3.1. Acero UAC-1,3C.....	6-22
6.3.1.1. Ensayos de fractura en probetas de tamaño pequeño.....	6-22
6.3.1.2. Ensayos de fractura en probetas de tamaño grande.....	6-32
6.3.1.3. Análisis fractográfico	6-38
6.3.1.3.1. Microestructuras de tipo esferoidal	6-38
6.3.1.3.2. Microestructuras de tipo perlítico.....	6-43
6.3.2. Acero UAC-1,5C.....	6-48

6.3.2.1. Análisis de los ensayos de fractura realizados en probetas de tamaño pequeño.....	6-48
6.3.2.2. Análisis fractográfico	6-56
6.3.2.2.1. Microestructuras de tipo esferoidal	6-56
6.3.2.2.2. Microestructuras de tipo perlítico.....	6-61
6.3.2.2.3. Tabla resumen de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.....	6-65
6.4. DISCUSIÓN	6-67
6.4.1. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C.....	6-67
6.4.1.1. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.....	6-67
6.4.1.1.1. Comportamiento inestable durante la propagación de la grieta.....	6-67
6.4.1.1.2. Validez de los resultados condicionales de tenacidad a la fractura, K_{QV}	6-69
6.4.1.1.3. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal	6-75
6.4.1.2. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.....	6-80
6.4.1.2.1. Comportamiento del crecimiento de la grieta.....	6-80
6.4.1.2.2. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.....	6-81
6.4.2. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C	6-86
6.4.2.1. Comportamiento del crecimiento de la grieta	6-86
6.4.2.2. Validez de los resultados de tenacidad a la fractura	6-87
6.4.2.3. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica.....	6-89
6.5. CONCLUSIONES	6-93
6.6. REFERENCIAS.....	6-97

1. INTRODUCCIÓN GENERAL

Los aceros de ultraalto contenido en carbono (UAC) pertenecen a la familia de aceros al carbono y de aceros hipereutectoides. Tradicionalmente han sido rechazados por la industria siderúrgica como materiales estructurales debido a que presentan malas propiedades de ductilidad y tenacidad a temperatura ambiente. Este comportamiento se debe principalmente a la presencia de una red de carburos proeutectoide en las fronteras de grano, la cual se forma durante el enfriamiento en la región austenita-cementita. Esta red proeutectoide constituye un sitio preferente para la nucleación de grietas y favorece, por tanto, el aumento de la fragilidad de este material. Los bajos valores de ductilidad que presentan los UAC se asocian al alto contenido en carbono de los mismos como se refleja en el clásico trabajo de Howe¹ en el cual se muestra que la ductilidad en tracción de los aceros disminuye con el contenido en carbono (Figura 1.1). Esta tendencia ha sido asumida hasta nuestros días^{2,3}.

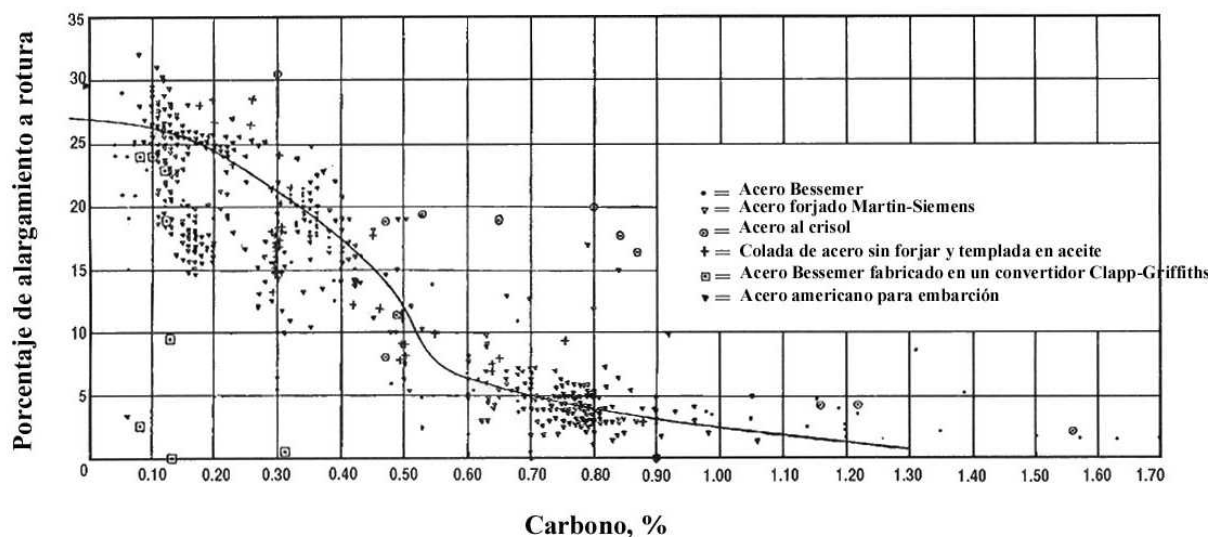


Figura 1.1. Ductilidad en tracción del acero al carbono en función del contenido en carbono¹.

En general, los aceros UAC se han utilizado como aceros de herramientas debido a que presentan buenas propiedades de dureza y resistencia al desgaste en el estado de temple y revenido⁴. El proceso termomecánico normal al que se someten consiste en forja a temperaturas en la región austenita-cementita, seguido de recocido por encima de la temperatura de transición eutectoide. Este proceso da lugar a una microestructura óptima de carburos esferoidales en una matriz de ferrita, que permite que el material sea mecanizado más fácilmente. Con el fin de endurecer dicha microestructura para su posterior aplicación, los aceros UAC procesados anteriormente se templan dando lugar a una microestructura de martensita con carburos dispersos a lo largo de la matriz. Los aceros UAC así tratados se han utilizado fundamentalmente para la fabricación de sierras, brocas, limas, alicates, tenazas, matrices de acuñado, cilindros de conformación en frío, etc. Por otro lado, el reducido precio de dicho tipo de aceros, ha hecho que en ocasiones se utilicen como sustitutos de aceros con menor contenido en carbono y mayor contenido en aleantes, sobre todo en los países de economías más pobres⁵.

La metodología para la obtención de estructuras de carburos globulizados en aceros ha sido estudiada ampliamente. La idea inicial se basa en el calentamiento del acero a temperaturas ligeramente por encima de la temperatura de transformación eutectoide, 723°C, también denominada línea de transformación A_1 , seguido de mantenimiento a esta temperatura y enfriamiento lento hasta temperatura ambiente. El proceso de transformación de la perlita en glóbulos fue originalmente descrito por Howe y col.⁶, los cuales lo denominaron “transformación divorciada de perlita”. Estos autores afirmaron que el proceso de globulización tenía lugar después del calentamiento de la perlita durante tiempos prolongados, a temperaturas ligeramente inferiores a la de formación de la austenita. Hanemann y col.⁷ calentaron diferentes aceros a la temperatura de 900°C y los enfriaron a diferentes velocidades de enfriamiento hasta temperaturas por debajo de la A_1 . Estos autores encontraron que la velocidad de enfriamiento necesaria para producir estructuras esferoidales era función del tipo de acero. Honda y col. trabajaron con aceros con un contenido en carbono en el rango desde 0.3% hasta 1.6%⁸. Estos autores encontraron que todos los aceros desarrollaron perlita esferoidal si se calentaban entre 730 y 735°C y se enfriaban lentamente. Por el contrario, si la temperatura de calentamiento era de unos 750°C, los aceros con un contenido en carbono menor o igual que 0,8% desarrollaban una estructura de carburos esferoidales y perlita, mientras que los aceros de contenido en carbono mayor que 0,8% daban lugar a estructuras de carburos esferoidales. Destacan otros trabajos como los de Arnold⁹ y

Foley y col.¹⁰, los cuales estudian la influencia de la temperatura de calentamiento y la velocidad de enfriamiento en el proceso de obtención de perlita esferoidal. Estos autores señalan que el porcentaje de perlita laminar o esferoidal varía con la velocidad de enfriamiento. Por último, cabe destacar el trabajo de Payson y col., en el cual se muestra que la formación de carburos esferoidales está relacionada con el control cuidadoso de la temperatura de calentamiento y de la temperatura a la cual tiene lugar la transformación divorciada de perlita¹¹.

Posiblemente, el mayor número de rutas termomecánicas desarrolladas para conducir a esta microestructura de carburos esferoidales y granos de ferrita de pequeño tamaño se debe al grupo de investigadores liderados por el profesor O.D. Sherby de la Universidad de Stanford (USA). Básicamente, estas rutas constan de dos etapas^{12,13,14}: 1) la etapa de trabajo en caliente y templado, HWW, del inglés “Hot and Warm Working”, la cual consiste en deformar el material en el rango de temperaturas desde 1150°C hasta unos 800°C, seguido de enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente, y 2) la etapa de transformación divorciada de perlita, DET, del inglés “Divorced Eutectoid Transformation”, la cual conlleva un proceso de recocido del acero previamente deformado a temperaturas ligeramente superiores a la A_1 , durante un intervalo pequeño de tiempo. Durante la etapa del HWW se disminuye el tamaño de grano austenítico y aumenta la superficie de las fronteras de grano, facilitando la precipitación de la cementita proeutectoide en forma de partículas esferoidales. En esta etapa, la austenita se transforma en perlita a la temperatura de la A_1 . La microestructura resultante consiste en colonias de perlita y carburos proeutectoides esferoidales de pequeño tamaño. Durante la etapa del DET, los carburos de la perlita se disuelven parcialmente y el carbono se solubiliza en la austenita de manera no uniforme, lo que da lugar a regiones del material con mayor concentración en carbono. Tanto las partículas de cementita eutectoide y proeutectoide no disueltas como las regiones de mayor contenido en carbono, constituyen los centros de nucleación en donde precipita la cementita durante la transformación eutectoide^{14,15}. Algunas de las rutas termomecánicas desarrolladas por Sherby y col. incluyen procesos de deformación durante el enfriamiento por debajo de A_1 que tiene lugar en la etapa del DET¹⁶. Esta etapa recibe el nombre de DETWAD, del inglés “Divorced Eutectoid Transformation with Associated Deformation” y contribuye a la disminución del tamaño de grano ferrítico. En general, la microestructura que se obtiene a partir del empleo de estas rutas termomecánicas consiste en carburos esferoidales de tamaño inferior a 2 μm y granos de ferrita de pequeño tamaño, de unas 5 μm .

Sobre la base de estas dos etapas se han construido secuencias de procesamiento alternativas que incluyen procesos de temple y revenido, deformaciones isotérmicas, deformaciones por debajo de la A_1 , etc¹⁷. Todos estos tratamientos termomecánicos se caracterizan porque las deformaciones que se llevan a cabo oscilan dentro del rango desde $\varepsilon = 2$ hasta $\varepsilon = 3$. Al mismo tiempo las temperaturas a las cuales se realizan estas deformaciones varía en el rango desde 1150°C hasta 800°C en el caso del HWW y desde 800°C hasta 500°C en el caso de la etapa del DETWAD. Por otro lado, en el caso de los métodos que conllevan deformaciones isotérmicas se deben realizar recalentamientos intermedios que compensen las pérdidas de calor durante la deformación. Finalmente, los procesos de temple tienen el inconveniente adicional del agrietamiento del material debido al elevado contenido en carbono de estos materiales y a la severidad del líquido de temple empleado (agua o incluso aceite). Desde el punto de vista económico todas estas variables hacen que estos métodos no sean muy atractivos a la industria. Por ello, se hace necesario el desarrollo de rutas termomecánicas alternativas a las ya existentes, más baratas y que nos permitan obtener el mismo tipo de microestructura fina de carburos esferoidales en una matriz de ferrita.

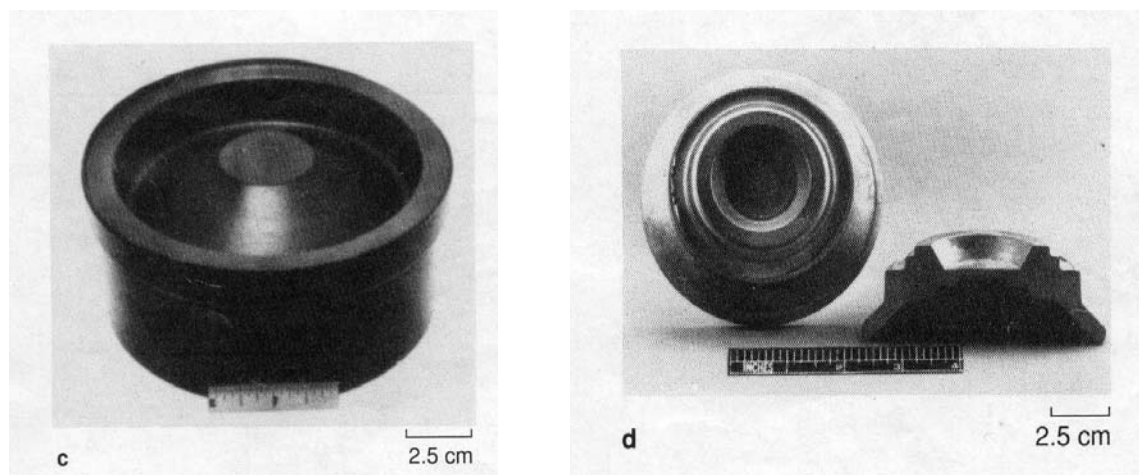
Los aceros UAC tienen unas propiedades mecánicas muy atractivas como son altos valores de resistencia, dureza y ductilidad a temperatura ambiente^{18,19}, al mismo tiempo que presentan la posibilidad de ser conformados superplásticamente a temperaturas intermedias y altas del orden de 600-750°C^{20,15,21,22}. Todas estas propiedades hacen de los aceros UAC firmes candidatos para su utilización como materiales estructurales que permitan la sustitución de otros materiales, de mayor precio, previamente utilizados por la industria. En la Tabla 1.I se muestra una relación de las aplicaciones potenciales de los aceros UAC. La tabla se divide en tres apartados en función del acabado del producto: 1) forjados y laminados, 2) hojas y láminas delgadas y, 3) barras y alambres. También se incluyen los principales tipos de industrias de componentes que emplean cada producto.

Aplicaciones Potenciales de los Materiales de UAC						
Componentes	Agricultura	Coches	Puentes, Carreteras	Construcción	Minería, Ebanistería	Ferrocarril, Naval, Transporte
<u>Forjados y Laminados</u>						
Matrices	x	x	x	x	x	x
Engranajes	x	x	x	x	x	
Muñones	x	x				
Bielas	x	x				
Railes para ferrocarril						x
Ejes, ruedas	x	x				x
Martillo perforador de roca					x	
Estiletes, punzones, martillos, destornilladores	x	x	x	x	x	x
Tijeras y cuchillos industriales	x	x		x	x	
Rodamientos	x	x		x	x	x
Hojas y discos para mover tierras	x			x	x	
Abrazaderas	x	x	x	x	x	x
Bolas para molinos de bolas					x	
<u>Láminas y chapas delgadas</u>						
Sierras				x	x	
Marcos, barrote de puerta, suspendedor, puerta y		x		x		
Tiras y bandas	x			x	x	x
Paragolpes		x				
Amortiguadores	x	x		x	x	x
<u>Alambrón y barras</u>						
Refuerzo de cubiertas de ruedas	x	x				
Cables para puentes			x			
Cable metálico			x			
Barra de refuerzo			x	x		
Muelles	x	x		x	x	x
Barra de broca		x		x	x	

Tabla 1.1 *Aplicaciones potenciales de los aceros UAC como materiales estructurales.*

En el caso de los productos forjados y laminados, las características principales de los aceros UAC son la resistencia al desgaste y su buena actitud para el conformado lo que permite obtener perfiles complicados (conformado superplástico) y minimizar las operaciones de mecanizado y soldado posterior al proceso de conformado. Por otro lado, los aceros UAC son materiales excelentes para la fabricación de componentes resistentes al desgaste en los que no se requiere una elevada tenacidad a la fractura. En el caso de los productos de hojas y láminas delgadas se requieren propiedades de elevada resistencia y buen comportamiento durante el estampado en frío. Así pues, los aceros UAC constituyen unos buenos candidatos para la sustitución de componentes de hojas de elevada resistencia. Finalmente, en el caso de productos para barras y alambres, la característica principal que se requiere es, a menudo, una adecuada resistencia. La forma usual de conseguir elevados valores de resistencia en los productos de alambrón consiste en el trefilado en frío. Debido a que los aceros UAC pueden ser laminados en frío (temperatura ambiente) fácilmente, cabe esperar que el conformado en frío de estos materiales, para la obtención de producto de alambrón, resulte particularmente atractivo. En la actualidad los materiales utilizados para la fabricación de alambre resistente son los aceros de composición eutectoide. Si embargo, a partir de aceros UAC con un contenido en carburos del orden de 15 a 32 % en volumen, se podría obtener producto de alambrón con resistencias superiores a las que se obtendrían a partir de aceros de composición eutectoide.

En las Figura 1.2 (a) y (b) se muestran dos ejemplos prácticos de componentes realizados a partir de acero de ultraalto contenido en carbono, mediante la operación de conformado superplástico. Todos los componentes se realizaron por medio de una única operación. La microestructura de dichos componentes consiste en carburos de pequeño tamaño embebidos en una matriz de ferrita de pequeño tamaño de grano. En la Figura 1.2 (a) se muestra una pieza de un misil teledirigido, la cual se forjó a una temperatura de 815°C y una velocidad de deformación de 10^{-3} s^{-1} , para la cual el acero UAC utilizado se comporta de manera superplástica. El contenido en carbono de dicho acero es de 1,6%. El material utilizado para la fabricación de este componente se obtuvo a partir de polvos de pequeño tamaño de partícula preparados por vía de atomización líquida. En la Figura 1.2 (b) se muestra un eje de un compresor, obtenido mediante forja a una temperatura de 750°C y una velocidad de deformación de 10^{-3} s^{-1} . La composición de este acero UAC es de 1,3% C y 1,6% Al.



(a)

(b)

Figura 1.2. Componentes realizados a partir de acero UAC con microestructura de carburos esferoidales: a) pieza de misil teledirigido obtenido mediante forja y b) eje de compresor obtenido mediante forja.

En general, se observa que el procesado superplástico de estos materiales de ultraalto contenido en carbono para la obtención de piezas con geometría complicada requiere: 1) una microestructura inicial de partida muy fina (los materiales de UAC fueron procesados previamente para la obtención de una microestructura muy fina de carburos dispersos homogéneamente en una matriz formada por granos de ferrita), 2) una velocidad de deformación baja (de alrededor de 10^{-3} s^{-1}), y 3) una temperatura de conformado no muy elevada (entre 700 y 825°C). La elección de temperaturas de conformado tan bajas, se debe a que a temperaturas mayores de la temperatura de transformación A_1 , estos materiales dejan de comportarse de manera superplástica. Dicha temperatura varía con el contenido en aleantes, aunque para un acero UAC de bajo contenido en aleantes es del orden de 723°C. De esta manera, a las temperaturas de conformado empleadas, el material sigue presentando una microestructura fina de carburos globulizados que permite la deformación superplástica del mismo. El aumento considerable de la temperatura de conformado por encima de la de transformación de perlita en austenita daría lugar a la disolución de las partículas de cementita globulizada y, con ello, el aumento del tamaño de grano austenítico.

La utilización de velocidades de deformación bajas no es atractiva para la industria debido al factor tiempo. Por ejemplo, a una velocidad de 10^{-3} s^{-1} se necesitarían 25 minutos para conseguir una deformación de $\varepsilon = 1,5$, necesaria para producir una sola pieza. Además,

puesto que la microestructura de partida de estos materiales debe ser muy fina, es necesario procesar el material previamente. El resultado final es la obtención de un producto de material barato, con un elevado coste adicional añadido, debido al empleo de rutas termomecánicas complejas. Además, dado que el conformado del material para el diseño de piezas complicadas requiere velocidades de deformación muy por debajo de las generalmente empleadas en la industria, la aplicabilidad industrial del material procesado presenta serias dificultades.

El control de todos los factores que influyen en el procesado de un acero UAC, a escala industrial, para la obtención de una microestructura fina, tales como la temperatura de deformación, la deformación que experimenta el material durante el conformado, el tiempo y temperatura de calentamiento durante el recocido, etc, requeriría múltiples dispositivos que permitieran evaluar, a escala de laboratorio, dicho procesado. Este tipo de instalaciones conlleva un elevado coste económico que hace prácticamente inviable la realización de este tipo de ensayos. Por ello, se han desarrollado diferentes ensayos que permiten la simulación, a escala de laboratorio, de los procesos de deformación en caliente. Estos ensayos permiten también el control de muchas de las variables involucradas en el proceso de conformado industrial y, por tanto, permiten predecir bajo qué rangos de variables se debería realizar dicho procesado que conduzcan al desarrollo óptimo del mismo. Los ensayos más empleados son: tracción, compresión asimétrica, compresión plana, torsión y curvado²³. Los primeros cuatro ensayos se emplean tanto en la observación de valores de la tensión de fluencia y ductilidad como en la producción de estructuras de deformación en caliente. Por otro lado, el ensayo de curvado se ha utilizado tradicionalmente como medio para evaluar la influencia de los defectos superficiales en la ductilidad.

De los ensayos mencionados, el ensayo de torsión se ha utilizado frecuentemente para determinar el comportamiento del material durante el conformado y como medio para evaluar la conformabilidad en caliente del mismo^{24,25,26}. Además, se ha empleado también para simular los procesos de conformado realizados mediante forja, laminación o extrusión^{27,28,29}. Dicha utilidad se debe a la posibilidad de alcanzar deformaciones elevadas sin reducción de la sección transversal de la probeta, debido a que las tensiones que intervienen son tensiones de cizalla. De esta manera, al no producirse el acortamiento o alargamiento de la probeta se evitan fenómenos como el gradiente de tensiones y el aumento de la velocidad de deformación, característicos de los procesos de estricción en ensayos de tracción. Tales efectos, se observan también en los ensayos de compresión asimétrica y compresión plana.

Por otro lado, se ha de tener en cuenta que los valores de deformación que se alcanzan en los ensayos de tracción y compresión axisimétrica son del orden de $\varepsilon \approx 0.3$ y $\varepsilon \approx 0.7$, los cuales son inferiores a las deformaciones alcanzadas en la mayoría de los procesos industriales. Por el contrario, los valores de la deformación a rotura que se alcanzan mediante el ensayo de torsión son usualmente de $\varepsilon > 2$. Así pues, todo esto hace del ensayo de torsión el método más sencillo y más comúnmente empleado hasta el momento para el estudio de la deformación en caliente de los materiales.

Adicionalmente, el ensayo de torsión permite caracterizar los procesos de fluencia que tienen lugar durante el conformado a alta temperatura de un material y obtener las ecuaciones que los definen. Dichas ecuaciones permiten predecir los valores de tensión que se alcanzan durante el conformado de los materiales en función de la velocidad de deformación utilizada, lo cual es clave a la hora de seleccionar, de manera adecuada, el equipamiento de trabajo. Por otro lado, el ensayo de torsión permite conocer la ductilidad, a partir de la deformación máxima que puede alcanzar un material sin que se llegue a producir la rotura del mismo. Esto, a su vez, permite determinar las regiones de tensión, temperatura y velocidad de deformación en las que se puede trabajar sin que el material entre en zonas de inestabilidad que puedan dar lugar a fenómenos no deseados como grietas, coalescencia de cavidades, ruptura intergranular, etc.

Las ecuaciones que relacionan las variables involucradas en los procesos de fluencia durante el conformado a alta temperatura se pueden dividir en dos grupos. El primer grupo engloba aquellas ecuaciones que permiten explicar la evolución del material y las transformaciones que tienen lugar en éste al nivel de la estructura interna de la red cristalina. Dichas ecuaciones permiten justificar y explicar la distribución de defectos en el material, la densidad de dislocaciones, tamaños de grano, tamaños de las fronteras de grano, volúmenes de activación para diferentes procesos, energías necesarias para la activación de dichos procesos, tiempos necesarios para la recristalización, etc. Estas ecuaciones se conocen por el nombre de ecuaciones constitutivas de la fluencia plástica en estado estacionario y pueden deducirse a partir de primeros principios mediante el análisis físico del problema³⁰. El tipo de ecuaciones que se obtienen bien por medio del ajuste de los datos, bien por el desarrollo de las secuencias físicas, son del tipo de ley potencial, obteniéndose diversos exponentes que permiten explicar los procesos de deformación plástica en recorridos cortos de tensiones, temperaturas y velocidades de deformación. El segundo grupo engloba a aquellas ecuaciones que dan una descripción adecuada del fenómeno en amplios rangos de variables (tensión,

velocidad de deformación), pero que, sin embargo, su consistencia física no está bien establecida. Estas ecuaciones tienen un soporte basado en la experiencia y en último extremo ajustan bien los datos experimentales. La mayor complejidad de estas ecuaciones “ad-hoc” es fundamentalmente de tipo matemático, y por ello se suelen utilizar simplificaciones en la determinación de los parámetros de las mismas que nos permitan obtener una ecuación válida para un rango amplio de datos. Otras veces, para mayor exactitud en el cálculo de las soluciones, se emplean algoritmos matemáticos que permiten abordar el problema del ajuste de los datos experimentales de manera directa y obtener los valores de los parámetros sin necesidad de discriminar a alguno de ellos. Entre las ecuaciones que constituyen este segundo grupo, la ecuación fenomenológica de Garófalo³¹ proporciona la mejor descripción de los datos experimentales y permite obtener un mejor ajuste de los mismos y una mejor predicción fuera del intervalo de los mismos³². En la actualidad existen diversos modelos físicos que intentan dar significado a dicha ecuación³³. Estos modelos no son sino la base para un futuro asentamiento no sólo de la justificación de dicha ecuación sino de la deducción de la misma a partir de la física subyacente.

Al comienzo de la introducción se indicó que la razón por la cual los aceros de ultraalto contenido en carbono no se utilizan generalmente por la industria se debe a su elevada fragilidad. La causa principal de dicha fragilidad tiene que ver con las redes de carburo proeutectoides que precipitan en las fronteras de grano austenítico^{2,3}, en las cuales se inician grietas que se propagan rápidamente por el material y producen la rotura del mismo³⁴. Bajo estas circunstancias, los valores de tenacidad del material serán relativamente bajos en comparación con los de otras aleaciones. Por ello, cabe esperar que, una vez procesado el material de alto contenido en carbono para la obtención de una microestructura esferoidal, la tenacidad a la fractura experimente una mejoría, con respecto a los valores asociados a la microestructura inicial de colada sin procesar.

Desde el punto de vista de la industria, la caracterización de la tenacidad de un material se realiza generalmente mediante la cifra de impacto Charpy o resiliencia obtenida a partir del ensayo de impacto Charpy³⁵. Mediante este ensayo se determina la energía absorbida por el material durante el impacto. La cifra de impacto Charpy nos ofrece información sobre la resistencia de los materiales al impacto o, en otras palabras, representa la energía que absorbe el material durante la deformación del mismo a muy elevadas velocidades de deformación. La energía utilizada se transforma en trabajo como resultado de la deformación elástica y plástica del material, siendo el proceso de deformación plástico el

que emplea mayor cantidad de energía. Así mismo, el ensayo de impacto Charpy permite obtener una cifra de tenacidad bajo condiciones muy severas y que, cuya comparación con los valores estándares de la industria, suministra información sobre la idoneidad de un material dado de cara a una aplicación específica. Básicamente, durante el ensayo, una probeta de material es impactada a través de un péndulo. La probeta ha sido previamente entallada en la cara opuesta a la que se realiza el impacto.

Las cifras de impacto Charpy obtenidas en aceros de ultraalto contenido en carbono a temperatura ambiente han arrojado, en general, valores muy pobres del orden de 5 Julios^{36,15}. Este valor bajo impide su comparación con los datos de la literatura. Si se tienen en cuenta los elevados valores de ductilidad que se obtienen en los aceros UAC con microestructura de carburos globulizados^{15,20}, se concluye que las cifras de impacto Charpy obtenidas en estos materiales contradicen la práctica habitual en la que una buena ductilidad suele estar asociada a valores aceptables de tenacidad. Todo ello hace del ensayo Charpy una técnica poco adecuada para la determinación de la tenacidad de los materiales de ultraalto contenido en carbono.

Por otro lado, los resultados de los ensayos de impacto Charpy realizados en aceros UAC cuya microestructura consiste en carburos esferoidales embebidos en una matriz de ferrita y en aceros UAC cuya microestructura consiste en colonias de perlita con carburos proeutectoides en fronteras de grano, muestran una variación inferior a 2 Julios, siendo el valor medio de la cifra Charpy del orden de 5 Julios. Así pues, debido a la pequeña variación entre los valores de impacto Charpy se hace necesario la utilización de un tipo de ensayo que permita obtener un valor más preciso de la tenacidad y, con ello, la comparación de los resultados obtenidos para cada tipo de microestructura. De manera que se pueda estudiar, en función del tipo de microestructura, qué parámetros microestructurales controlan la tenacidad a la fractura de dichos aceros UAC. El ensayo más comúnmente empleado es el ensayo de fractura para la determinación de la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana, K_{Ic} , de un material. Dicho ensayo permite evaluar la tenacidad a la fractura del material a través del cálculo del factor de intensidad de tensiones, K_{Ic} . Al mismo tiempo, a partir del valor del K_{Ic} de un material y, supuesto conocido el estado de tensiones de una pieza fabricada de dicho material, se puede calcular el tamaño de defecto crítico para el cual se produce la rotura del material. Esto es así, debido a que existe una relación entre el estado de tensiones en el extremo de una grieta originada de manera cuasiestática en un material, el

factor de intensidad de tensiones de dicho material, K_{Ic} , y el tamaño de defecto crítico necesario para la propagación de dicha grieta.

En general, los trabajos existentes sobre aceros UAC no dedican especial atención al estudio de la tenacidad a la fractura como propiedad mecánica dependiente del tipo de microestructura. Avery y col. produjeron un acero UAC con una microestructura fina de carburos globulizados y obtuvieron valores de tenacidad alrededor de $60 \text{ MPam}^{-1/2}$ ¹⁶. Estos autores encontraron diferencias en los valores de tenacidad en función del procesado termomecánico. Lesuer y col.³⁷ y Liu y col.³⁸ estudiaron la influencia de los parámetros microestructurales de aceros UAC globulizados, sobre el valor de la tensión de fractura y encontraron que ésta dependía inversamente con el tamaño de carburo. Un estudio más detallado sobre la tenacidad de aceros con alto contenido en carbono y con estructura de carburos globulizados fue realizado por Rawald y Gurland³⁹. El cálculo de la tenacidad se realizó a temperaturas de unos -110°C . La ausencia de estudios, que relacionen la tenacidad a la fractura y las características microestructurales del material, se hace más patente en aceros UAC con microestructuras de tipo perlítico, formadas por colonias de perlita rodeadas de una red de cementita proeutectoide. Así pues, esta carencia de estudios detallados que relacionen las propiedades de tenacidad a la fractura y los parámetros microestructurales característicos de los aceros UAC con microestructura de tipo esferoidal y con microestructura de tipo perlítico, hace necesario un estudio en detalle del comportamiento a fractura de dichos materiales, que permita determinar los parámetros microestructurales que controla la tenacidad a la fractura en cada caso.

REFERENCIAS

-
- ¹ H.M. Howe, “The Metallurgy of Steel”, vol. 1, 2nd ed., New York: Scientific Publishing Company, 1891, pp. 16.
- ² M.F. Ashby y D.R.H. Jones, “An Introduction to Microstructures, Processing and Design”, Engineering Materials 2, New York, Pergamon Press, 1986, pp.109.
- ³ R.H. Heyer, “Engineering Physical Metallurgy”, 10th ed., New York, D. Van Nostry Company, Inc., 1946, pp. 166.
- ⁴ F. Vivas, Coloquio sobre “Tratamientos Térmicos de Herramientas de Acero”, Aceros de Llodio, S.A., eds. URMO, Bilbao, 1973, pp. 136.
- ⁵ J. Villate, Coloquio sobre “Tratamientos Térmicos de Herramientas de Acero”, Aceros de Llodio, S.A., eds. URMO, Bilbao, 1973, pp. 60.
- ⁶ H.M. Howe y A.G. Levy, AIME, Bulletin Núm. 73, January, 1913.
- ⁷ H. Hanemann y F. Morawe, Stahl und Eisen, vol. 33, 1913, pp. 1350.
- ⁸ K. Honda y S. Saito, ISIJ, vol. 102, 1920, núm. 2, pp. 261.
- ⁹ J.O. Arnold, ISIJ, vol. 54, 1898, núm. 2, pp. 189.
- ¹⁰ F.B. Foley, C.Y. Clayton y W.E. Remmers, Trans. A.I.M.E., vol. 73, 1926, pp. 929.
- ¹¹ P. Payson, W.L. Hodapp y J. Leeder, Trans. ASM June, 1940, pp. 307.
- ¹² O.D. Sherby, T. Oyama y J. Wadsworth, U.S. Patent 4,448,613, May 15, 1984.
- ¹³ M.J. Strum, A. Goldberg, O.D. Sherby, R.L. Lyingham, U.S. Patent 5,445,685, Aug. 29, 1995.
- ¹⁴ T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth y B. Walser, Scripta Metall., vol. 18, 1984, pp. 799.
- ¹⁵ O.D. Sherby, T. Oyama, D.W. Kum, B. Walser y J. Wadsworth, JOM, vol. 37, 1985, pp. 50.
- ¹⁶ W.B. Avery, Master’s Thesis, Stanford University, 1982.
- ¹⁷ O.D. Sherby, C.M. Young, B. Walser, E.M. Cady, E.S. Kayali, R.D. Caligiuri, H. Sunada y J. Wadsworth, “Superplastic Ultrahigh Carbon Steels”, Summary Report June 1, 1973 to December 31, 1976, Stanford University.
- ¹⁸ T. Oyama, U. Ritter, B. Walser y O.D. Sherby, Proceedings “Mechanical Behavior of Ultrahigh Strength, Ultrahigh Carbon Steels Wire and Rod”, Eds. D.R. Lesuer, C.K. Syn y O.D. Sherby, TMS, 1997.
- ¹⁹ C.K. Syn, D.R. Lesuer y O.D. Sherby, Metall. Trans. A, vol. 25A, 1994, pp. 1481.

-
- ²⁰ D.R. Lesuer, C.K. Syn, A. Goldberg, J. Wadsworth y O.D. Sherby, JOM, vol. 45, núm. 8, 1993, pp. 40.
- ²¹ T. Oyama, C.K. Syn, D.R. Lesuer, J.D. Whittenberger y O.D. Sherby, Proceedings “Deformation, Processing, and Properties of Structural Materials”, Eds. E.M. Taleff, C.K. Syn, y O.D. Sherby, TMS, 2000.
- ²² B. Walser y O.D. Sherby, Metall. Trans. A, vol. 10A, 1979, pp. 1461.
- ²³ J.J. Urcola y M. Fuentes, Rev. Metal. CENIM, vol. 16, 1980, núm. 5, pp. 263.
- ²⁴ C. Rossard y P. Blain, Rev. Met., vol. 59, 1962, pp. 223.
- ²⁵ R. Rauch, G.R. Canova, J.J. Jonas y S.L. Semiatin, Acta Metall., vol. 33, 1985, pp. 465.
- ²⁶ F. Peñalba, M. Carsí, C. García, F. Zapirain y M.P. de Yrés, ISIJ. Int., vol. 32, 1992, pp. 232.
- ²⁷ C. García de Andrés, M. Carsí, M.P. De Yrés y F. Peñalba, J. Mater. Sci. Vol. 27, 1992, pp. 4567.
- ²⁸ F. Peñalba, M. Carsí, C. García de Yrés y F. Zapirain, Mém. Et. Sci. Rev. Mét., vol. 2, 1991, pp. 77.
- ²⁹ F. Peñalba, Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 1991.
- ³⁰ O.A. Ruano y O.D. Sherby, Rev. Phys. Appl., vol. 23, 1988, pp. 625.
- ³¹ F. Garofalo, Trans. Met. Soc. AIME, vol. 227, 1963, pp. 227.
- ³² I. Rieiro, Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, Madrid, España, 1997.
- ³³ J.M.C. Li, Acta Metall., 1963, pp. 1269.
- ³⁴ O.D. Sherby y J. Wadsworth, SAMPE Journal, vol. 31, núm. 4, 1995, pp. 10.
- ³⁵ S. Barroso y J. Ibáñez, “Introducción al Conocimiento de Materiales”, Universidad Nacional de Educación a Distancia, Madrid, 1996, pp. 84.
- ³⁶ A. Fernández, J. Chao, M. Carsí, F. Peñalba y J. Ibáñez, Proceedings Tratermat 98, Madrid, 1998.
- ³⁷ D.R. Lesuer, C.K. Syn y O.D. Sherby, Acta Metall. Mater., vol. 43, núm. 10, 1995, pp. 3827.
- ³⁸ C.T. Liu y J. Gurland, Trans. ASM, vol. 61, 1968, pp. 156.
- ³⁹ S.P. Rawal y J. Gurland, Metall. Trans. A, vol. 8A, 1977, pp. 691.

2. OBJETIVOS

Los procesos desarrollados hasta la fecha para la obtención de una microestructura de carburos esferoidales en una matriz de ferrita en aceros de ultraalto contenido en carbono, presentan una serie de problemas e inconvenientes para su utilización por la industria, que las hacen inviables desde el punto de vista económico. La elección de un método de procesamiento para obtener microestructuras con propiedades óptimas consta de tres etapas fundamentales:

1. Estudio reológico del material

El estudio reológico permite conocer la respuesta del material frente a distintas variables externas: velocidad de deformación, temperatura, tensión. Este estudio consiste en ajustar los datos experimentales obtenidos en el laboratorio a modelos (ecuaciones) de fluencia plástica, con el fin de obtener los parámetros de ajuste correspondientes a nuestro material. Con estos parámetros será posible extrapolar los datos experimentales y obtener la respuesta del material en un rango muy amplio de condiciones de tensión, velocidad de deformación y temperatura que abarquen las que se dan en los procesos de conformado del material. Por otro lado, el conocimiento de las ecuaciones que tienen en cuenta las relaciones entre variables nos permite desarrollar métodos laterales que garantizan la viabilidad de un tratamiento termomecánico u otro, la estabilidad de un material frente a los procesos termomecánicos y los rendimientos energéticos de dichos tratamientos. Finalmente, los estudios reológicos nos permiten conocer los valores de ductilidad que se alcanzan en un material en función de las variables externas y, por tanto, predecir la deformación límite a la que se puede someter un material durante las operaciones de conformado por encima de la cual se puede producir la rotura del mismo.

2. Realización de experimentos en condiciones similares a las utilizadas en la industrial

El interés fundamental de la industria es optimizar la producción, esto es, producir más rápidamente y con el menor coste. Así, las variables importantes en el ámbito tecnológico

son: la velocidad de deformación (a mayor velocidad, mayor número de piezas producidas por unidad de tiempo), la temperatura de deformación (a menor T, menor gasto energético), los tiempos de mantenimiento a la temperatura de conformado (a menor tiempo, menor gasto energético) y la deformación del material (cuanto mayor es la deformación, mayor es el gasto energético). La variación de cada una de estas variables produce diferencias apreciables en la microestructura del material resultante y, por tanto, en las propiedades mecánicas de éste. La selección de una u otra ruta de procesamiento debe coincidir en la medida de lo posible con los resultados teóricos obtenidos a través del estudio reológico del material.

3. Medida de las propiedades mecánicas del material resultante

La justificación de una ruta de procesamiento conducente a una determinada microestructura en un material, debe corroborarse mediante el análisis de las propiedades mecánicas de dicho material, con el fin de validar el resultado obtenido y compararlo con los datos de las referencias existentes en la bibliografía.

El estudio reológico del material se realizará mediante ensayos de torsión, los cuales se llevarán a cabo a velocidades de deformación del orden de las empleadas por la industria (2 a 26s^{-1}) y temperaturas elevadas entre 900° y 1200°C . El material objeto de estudio se procesará termomecánicamente en el laboratorio para la obtención de una microestructura de carburos esferoidales y se tratará térmicamente para la obtención de diversas microestructuras perlíticas. Las microestructuras obtenidas se caracterizarán desde el punto de vista de sus parámetros microestructurales y desde el punto de vista de las propiedades de tenacidad a la fractura.

Teniendo en cuenta lo anterior, se pueden resumir los objetivos del presente trabajo en los siguientes:

1. Calcular la relación entre las variables externas (velocidad de deformación, tensión y temperatura) obtenidas a partir de los ensayos experimentales de torsión realizados en el material de ultraalto contenido en carbono seleccionado previamente, UAC-1,3C.
2. Adaptar, depurar y seleccionar los datos experimentales obtenidos a través de los ensayos de torsión para el posterior estudio de la fluencia plástica del material UAC-1,3C.

3. Aplicar los modelos de la fluencia plástica al desarrollo de ecuaciones que nos permitan explicar los datos experimentales del UAC-1,3C en el rango de variables estudiado, e identificar los mecanismos que controlan el proceso de deformación de dicho material.
4. Efectuar el ajuste de los datos experimentales del material UAC-1,3C mediante la ecuación fenomenológica de Garófalo.
5. Comparar los resultados obtenidos por medio del análisis de los datos mediante la ley potencial y la ecuación de Garófalo y valorar la aplicabilidad de ambos modelos en la predicción de los valores de las variables externas fuera del intervalo de valores estudiado en el laboratorio.
6. Desarrollar varias rutas termomecánicas para el procesamiento de dos aceros con ultraalto contenido en carbono: UAC-1,3C y UAC-1,5C y comparar las microestructuras resultantes con las obtenidas, a partir de los procesados desarrollados en la literatura.
7. Seleccionar la ruta termomecánica más adecuada para la obtención de una microestructura de carburos esferoidales en una matriz de ferrita en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.
8. Desarrollar microestructuras de tipo perlítico en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C mediante tratamientos térmicos convencionales, para su análisis y comparación con las microestructuras esferoidales previamente obtenidas
9. Caracterizar, desde el punto de vista de los parámetros microestructurales (tamaño de grano, diámetro medio de carburo, distancia interlaminar de la perlita, etc.), las microestructuras de tipo esferoidal y de tipo perlítico obtenidas en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.
10. Analizar la influencia de las diferentes variables termomecánicas en los resultados microestructurales de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C obtenidos a partir de los procesados diseñados.
11. Aplicar el método de Barker y col. para la determinación de la tenacidad a la fractura de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, con microestructura de tipo

esferoidal y de tipo perlítico, procesados mediante las rutas termomecánicas desarrolladas anteriormente.

12. Realizar un estudio fractográfico en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con el fin de determinar la característica microestructural donde se produce la nucleación de la grieta causante de la ruptura del material durante el ensayo de tenacidad.
13. Analizar los resultados de tenacidad para cada tipo de microestructura ensayada a partir de los valores de parámetros microestructurales como, tamaño de carburo, tamaño de grano, etc.
14. Evaluar los resultados de las rutas termomecánicas empleadas a partir de los valores de tenacidad obtenidos en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C. Comparar los resultados de tenacidad en ambos aceros con los encontrados en la literatura para materiales similares.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. COMPOSICIÓN Y PREPARACIÓN DE LOS MATERIALES DE PARTIDA

3.1.1. FABRICACIÓN DE LAS COLADAS

Los aceros UAC se obtuvieron a partir de una colada experimental realizada en un horno de fusión en vacío de 8 litros de capacidad. Los lingotes fabricados se forjaron, a modo de palanquilla, con una longitud de unos 600 mm y una sección de 60 mm x 60 mm. La forja se realizó en una planta industrial mediante forja libre. El rango de temperaturas en el que se realizó la forja osciló desde 900°C hasta 1050°C. Tras el proceso de forja, los lingotes se dejaron enfriar lentamente. La temperatura superior de forja (1050°C) se definió para evitar problemas de calentamiento o incluso de quemado de este tipo de aleaciones. La temperatura inferior de forja (900°C) se definió en función de la limitación de las instalaciones de la planta. A temperaturas más bajas, estos materiales presentan menor forjabilidad y las tensiones necesarias para producir la deformación del material se incrementan considerablemente¹. Durante el proceso de forja libre, al no poderse realizar en atmósfera controlada, se produjo la descarburación de alguno de los lingotes.

3.1.2. COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS UAC

En el presente trabajo se han estudiado dos aceros de ultraalto contenido en carbono UAC con un contenido en carbono de 1,3%C y 1,5%C. Estos dos aceros se designarán como UAC-1,3C y UAC-1,5C. En la Tabla 3. I se muestran las composiciones químicas de los dos materiales.

Materiales	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	N2 (*)
UAC-1,3C	1,3	0,71	0,5	0,019	0,004	0,02	0,07	0,02	0,07	0,016	74
UAC-1,5C	1,5	0,75	0,23	0,013	0,010	0,05	0,10	0,31	0,08	0,018	77
(*): ppm											

Tabla 3. I. Composición química de los aceros UAC.

3.2. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB)

Tanto para el análisis de la microestructura como de las superficies de fractura, se utilizó la microscopía electrónica de barrido. El fundamento de este tipo de técnica se basa en las señales generadas a partir de la interacción entre un haz de electrones acelerados y la muestra. Las intensidades de las señales generadas dependen básicamente de la naturaleza de la muestra y de la tensión de aceleración del haz de electrones, la cual suele estar comprendida entre 5 y 35 eV. La resolución, desde el punto de vista analítico, depende del volumen excitado por el haz de electrones, que por término medio puede estimarse en aproximadamente 1 mm^3 .

En general, la tensión de aceleración de los electrones depende del tipo de superficie que se quiere estudiar. Para el análisis del tipo de microestructura obtenida en el presente trabajo se utilizarán corrientes bajas, correspondientes a energías entre 5 y 15 keV. Este valor permite obtener resoluciones elevadas aunque una disminución de la profundidad de campo de la zona que se desea analizar. Por otro lado, en el caso de las superficies de fractura, para las que se requiere mayor profundidad de campo, se emplearán valores de la tensión comprendidos entre 15 y 25 kV. El aumento de la intensidad de corriente permite aumentar la profundidad de campo pero, al mismo tiempo, presenta el inconveniente de disminuir la resolución.

Para el estudio y caracterización de las microestructuras y superficies de fractura se utilizaron dos equipos. Por un lado, se utilizó un equipo JEOL JXA 840 para el análisis microestructural y fractográfico a aumentos por debajo de 30.000. Por otro lado, para el caso

del análisis del espaciado interlaminar, se utilizó un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo modelo Hitachi S-4500 que permite alcanzar hasta un máximo de 500.000 aumentos.

3.3. PREPARACIÓN METALOGRÁFICA

A partir de las muestras de acero UAC-1,3C y UAC-1,5C, procesadas termomecánicamente, se cortaron trozos de dimensiones $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ y se embutieron en bakelita. Se varió el tipo de líquido de ataque dependiendo del tipo de análisis a realizar,. Así, para la observación de la microestructura se empleó una disolución acuosa de nital al 2% de concentración. El reactivo nital se prepara a partir de metanol y ácido nítrico. Para la medida del tamaño de grano se empleó una disolución de ácido pícrico formada por NaOH, Pícrico, H_2O , conocida por ataque CENIM.

El análisis de las microestructuras obtenidas en los ensayos de torsión, se realizó a partir de la observación de la zona de la longitud útil de las probetas de torsión. Para ello, se cortaron las longitudes útiles y se embutieron en bakelita. A continuación, se rectificaron y se pulieron hasta la distancia del radio crítico $(0.7r)^2$ y se atacaron con una disolución acuosa de nital al 2%.

3.4. DUREZA

La dureza nos da una idea de la resistencia de material y está íntimamente relacionada con la microestructura del mismo. Se realizaron medidas de dureza Rockwell C a temperatura ambiente sobre el material procesado térmicamente. Para ello, se utilizó una máquina convencional Wilson Rockwell/Hardness tester series 500. Se realizaron, al menos, tres medidas de dureza para cada muestra y se tomó el valor medio de las mismas. En ningún caso, la dispersión de los valores no superó el 10%.

3.5. MEDIDA DE LOS PARÁMETROS MICROESTRUCTURALES

Como se indica en el apartado de Procesado, el procesamiento termomecánico desarrollado en el presente trabajo dio lugar a diferentes microestructuras en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C. No obstante, estas microestructuras se pueden clasificar, fundamentalmente, en dos tipos: 1) microestructuras esferoidales y 2) microestructuras perlíticas. Ambos tipos de microestructuras se caracterizaron desde el punto de vista de sus parámetros microestructurales. En todos los casos se utilizó el método de intersección linear de líneas dibujadas aleatoriamente. En el caso de las microestructuras esferoidales se midió el tamaño medio de carburo, l_p , la distancia entre carburos, D_p , y el tamaño medio de grano de ferrita, λ_G . Las expresiones utilizadas fueron las siguientes^{3,4}:

$$l_p = \frac{f}{N_{lp}} \quad (1)$$

$$\lambda_G = \frac{1}{N_G} \quad (2)$$

$$D_p = \sqrt{\frac{3}{2}} \left(\frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi}{f}} - 1 \right) l_p \quad (3)$$

donde f es la fracción en volumen de carburos calculada a partir de la composición, N_{lp} y N_G es el número de partículas interceptadas y el número de intersecciones de las fronteras de grano, respectivamente, por unidad de longitud, con líneas trazadas al azar.

En el caso de las microestructuras perlíticas se midió el tamaño de grano austenítico previo, el tamaño de colonia de perlita y el espaciado interlaminar de la perlita. La expresión que se utilizó para el cálculo del tamaño de grano austenítico y el tamaño de colonia de perlita fue la siguiente:

$$L = \frac{L_T}{P \cdot M} \quad (4)$$

donde L es la longitud de intersección media, L_T es la longitud total real de las líneas trazadas, P es el número de intersecciones con las fronteras de grano o las fronteras de colonia de perlita y, M son los aumentos de la imagen sobre la que se está realizando la medida. El espaciado interlaminar de la perlita se midió de manera directa a partir de las imágenes de

MEB. Para ello, se calculó la distancia mínima entre las láminas de perlita en diferentes zonas de cada muestra y se determinó el valor medio de las medidas.

3.6. ANALISIS DE IMAGEN

La medida del tamaño de los carburos proeutectoides se realizó con la ayuda del analizador de imagen Optimas 6.1, capaz de discriminar 256 niveles de gris. Mediante dicho programa se pudo medir el área de las partículas analizadas y se obtuvo el diámetro de partícula equivalente.

3.7. ENSAYOS DE COMPRESIÓN

Para la determinación del límite elástico de los materiales de ultraalto contenido en carbono se realizaron ensayos de compresión en probetas mecanizadas paralelamente a la dirección de forja. Las probetas de compresión consisten de cilindros cuyas dimensiones oscilan entre 3,5 y 5 mm de longitud por 2,6 mm de diámetro. Dichos cilindros se obtuvieron mediante electroerosión a partir del material procesado.

Los ensayos de compresión se realizaron en una máquina electromecánica Servosis provista de una celda de carga de 10^4 N. Los materiales se ensayaron a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación constante de unos 10^{-4} s⁻¹.

3.8. ENSAYOS DE TORSIÓN

Se realizaron ensayos de torsión para caracterizar la ductilidad y resistencia a altas temperaturas y altas velocidades de deformación del material de partida. Para ello, se cortaron paralelepípedos de 10 mm x 10 mm de sección cuadrada y 50 mm de longitud y se

mecanizaron probetas de torsión. En la Figura 3.1 se muestra un esquema de estas probetas, de 17 mm de longitud útil y un radio de 3 mm. Esta longitud útil permite alcanzar las velocidades deseables y proporciona una deformación uniforme^{5,2}.

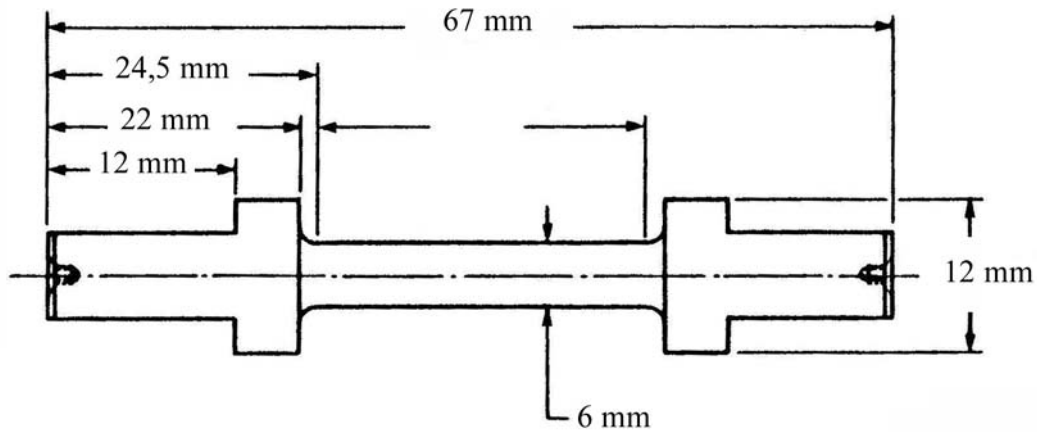


Figura 3.1. Esquema de sección longitudinal y transversal de las probetas de torsión empleadas en el presente trabajo.

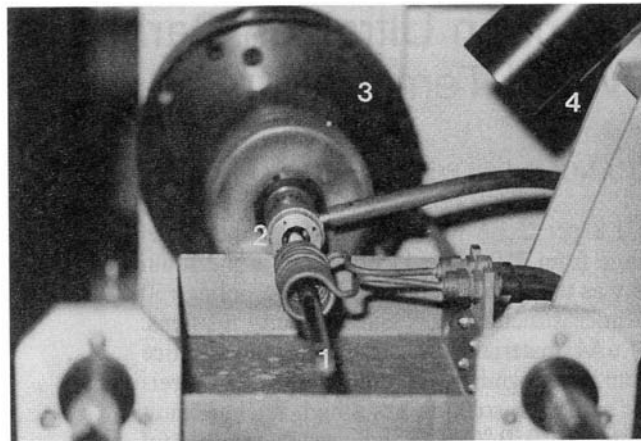


Figura 3.2. Máquina de torsión del CENIM. Se indica la posición de la muestra (1), la boquilla de temple (2), el freno y embrague electromagnéticos (3) y el pirómetro (4).

Los ensayos de torsión se realizaron en el banco de torsión en caliente que posee el Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM) en Madrid (Figura 3.2). La máxima velocidad de rotación que se puede alcanzar es de 2400 rev/min. La probeta se calienta mediante una bobina de inducción, y la temperatura se mide continuamente a través

de un pirómetro de doble color. La probeta se introduce dentro de un tubo de sílice a través del cual circula una corriente de helio o argón que protege contra la oxidación de la probeta.

Los ensayos de torsión se realizaron a velocidades de deformación comprendidas en el intervalo de 2 s^{-1} a 26 s^{-1} y a seis temperaturas diferentes en el intervalo desde 900°C a 1200°C . La temperatura de ensayo más baja (900°C) se encuentra en la región austenita-cementita, mientras que la temperatura mayor de ensayo (1200°C) se encuentra en la región de austenita pura. El proceso de calentamiento de cada probeta tiene una rampa inicial desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de ensayo, de unos 5 minutos de duración, seguidas por mantenimiento a la temperatura de ensayo durante 15 minutos. A continuación se deformaron a rotura y se registró la temperatura máxima de deformación. Los datos de par y número de vueltas se registran de manera automática. En la Figura 3.3 se muestra el diagrama de equilibrio Fe-C y se indican las temperaturas a las que se realizaron los ensayos de torsión para el acero UAC-1,3C.

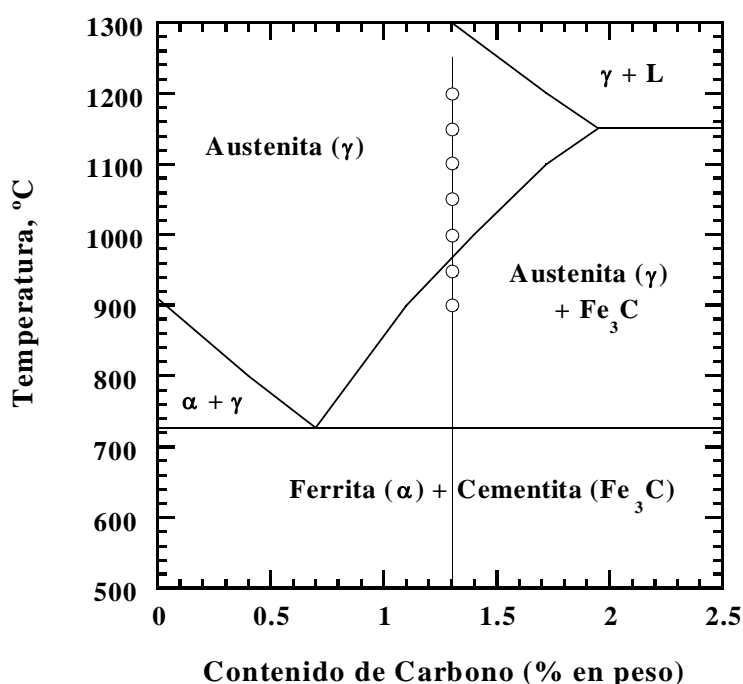


Figura 3.3. Diagrama de equilibrio Fe-C en el que se indican las posiciones de las temperaturas empleadas en los ensayos de torsión.

3.8.1. CÁLCULO DE LAS DEFORMACIONES, VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN Y TENSIONES EFECTIVAS

Los valores de velocidad de deformación efectiva y de deformación efectiva se calcularon a partir de los valores del número de revoluciones por minuto y del número de vueltas, respectivamente, mediante el criterio de Von Mises⁶. Las expresiones empleadas fueron las siguientes:

$$\varepsilon = \frac{2\pi r N}{L\sqrt{3}} \quad (5)$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\pi r \dot{N}}{L\sqrt{3}} \quad (6)$$

donde r es el radio de la probeta, N es el número de vueltas, \dot{N} es el número de vueltas por segundo, y L es la longitud útil.

La tensión efectiva se calculó por el método de Fields y Backofen⁶:

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}}{2\pi r^3} \Gamma(3 + \theta + m) \quad (7)$$

donde θ es el exponente de endurecimiento por deformación, el cual viene dado por la ecuación

$$\theta = \left. \frac{d \ln \Gamma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} \quad (8)$$

y m es el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación, que viene dado por la ecuación

$$m = \left. \frac{d \ln \Gamma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} \quad (9)$$

En el presente trabajo, se calcularon los valores de m y θ para los datos de torsión en el estado de deformación de pico, $\varepsilon = 2$, $\varepsilon = 5$. Para el estado de deformación de máximo, el valor de n es nulo, mientras que el valor de m es alrededor de 0,2. En los estados $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ el coeficiente de endurecimiento es prácticamente cero y el valor del coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación es alrededor de 0,2.

El cálculo de la ductilidad en torsión se realizó mediante la expresión de Eichinger⁷ en lugar de la de Von Mises. Eichinger señaló que la expresión de Von Mises era inadecuada para el cálculo de la deformación en un ensayo de torsión, debido a que producía valores excesivamente grandes que se apartaban de la realidad y que no se podían explicar desde un punto de vista físico. La expresión de Eichenger ha sido recomendada posteriormente por otros autores para el cálculo de grandes deformaciones obtenidas en el ensayo de torsión^{8,9}. La expresión de Eichenger para el cálculo de la deformación es la siguiente:

$$\varepsilon^* = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left[\sqrt{1 + \frac{3\varepsilon^2}{4}} + \frac{\sqrt{3}\varepsilon}{2} \right] \quad (10)$$

En general, los valores de deformación efectiva obtenidos a partir del método de Eichenger se correlacionan mejor con los valores de deformación generales (especialmente en materiales dúctiles) que los valores de deformación efectiva calculados mediante el método de Von Mises^{10,8}. Sin embargo, se han presentado también argumentos en contra del uso de dicha expresión por Canova y colaboradores¹¹.

3.9. ENSAYOS DE FRACTURA

Para el estudio de las propiedades mecánicas de los materiales de acero UAC-1,3C y UAC-1,5C con estructura esferoidal y perlítica (ver capítulo de Procesado) se realizaron ensayos para la determinación de la tenacidad a la fractura según la norma ASTM E 1304-97¹². Estos ensayos se realizaron en la Universidad de Texas en Austin (USA). Se utilizaron probetas rectangulares, de sección cuadrada, con entalla de tipo Chevron. En la Figura 3.4 se muestra un esquema del tipo de probeta empleado, así como de las dimensiones utilizadas. Dichas dimensiones vienen expresadas en función de la dimensión del espesor de la probeta, B. Los espesores de probeta seleccionados en el presente trabajo fueron de 12 mm y 18 mm para el caso del acero UAC-1,3C y de 12 mm para el caso del acero UAC-1,5C. El valor máximo del espesor dependió del espesor máximo de oblea que se pudo obtener, durante el procesado del material, mediante las instalaciones de laboratorio, el cual no fue superior a 25 mm.

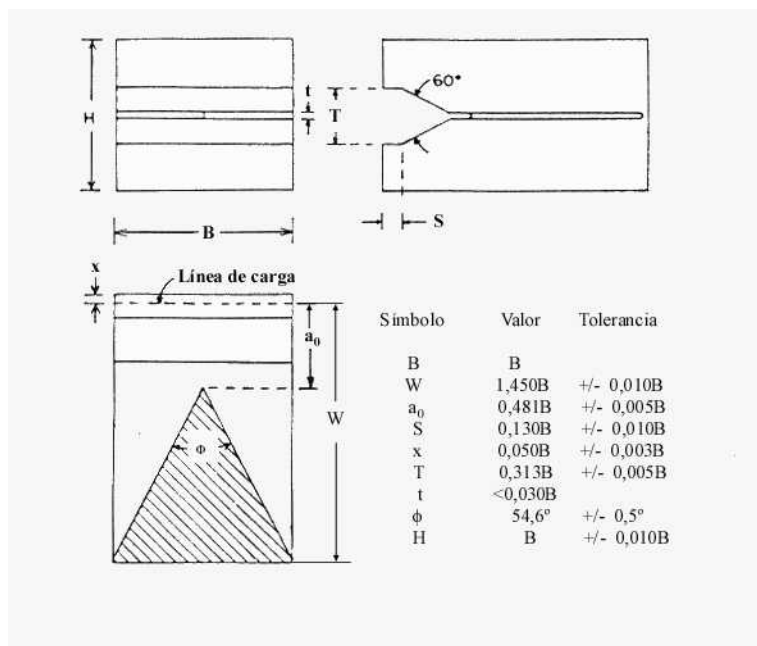


Figura 3.4. Esquema de una probeta de fractura según la norma E 1304-97.

Así pues, las probetas se mecanizaron a partir de obleas que habían sido previamente forjadas y tratadas térmicamente para la obtención de la estructura deseada. El proceso de mecanizado constó de dos etapas. En una primera se cortaron paralelepípedos rectangulares de dimensiones 12 mm x 12 mm x 18 mm y 18 mm x 18 mm x 27 mm, respectivamente, en función del espesor seleccionado. A continuación se mecanizó la entalla de la probeta, para lo cual se empleó el procedimiento de electroerosión con hilo de cobre. Este procedimiento permitió la obtención de un radio de curvatura en la entalla inferior al valor establecido por la norma.

En el presente trabajo se empleará la siguiente nomenclatura para designar a los dos tamaños de probeta empleados. Las probetas con un espesor de 12 mm se denominarán “probetas de tamaño pequeño”. Mientras que las probetas de espesor 18 mm se denominarán “probetas de tamaño grande”.

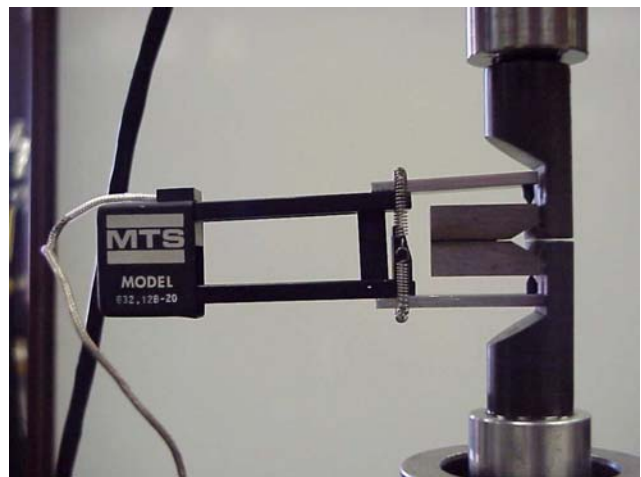
Los materiales tratados térmicamente se ensayaron en una máquina universal de ensayos mecánicos MTS 810 con actuador servohidráulico controlado por ordenador. Se empleó una célula de carga de 10 kN para medir la carga aplicada durante el ensayo y el desplazamiento del punto de carga se midió por medio de un extensómetro acoplado exteriormente a la probeta sobre la línea de aplicación de la carga. Los materiales se

ensayaron a una velocidad de desplazamiento de travesaño de 0,01 mm/s. Los datos de carga y desplazamiento se grabaron a intervalos de 0,01 s.

En las fotografías de las Figura 3.5 (a-b) se muestran, por un lado, el dispositivo mecánico y electrónico de ensayos utilizado y, por otro lado, la disposición típica del extensómetro en una probeta de fractura situada en las mordazas. En la Figura 3.5 (a) se muestra la máquina de ensayos empleada junto con el equipo de ordenador en el cual se visualizaron y se registraron los valores experimentales de la carga y desplazamiento durante el ensayo. En la Figura 3.5 (b) se observa la disposición del extensómetro durante el ensayo de fractura en una probeta, así como el modo de colocación de la probeta entre las mordazas.



(a)



(b)

Figura 3.5. Imágenes del dispositivo mecánico y electrónico empleado para la realización de los ensayos de fractura (a) y del dispositivo extensómetro acoplado a una probeta de fractura (b).

El ensayo de fractura consiste en la aplicación de una carga sobre una probeta con entalla de tipo chevron, de manera que se induce el crecimiento estable de una grieta que, a su vez, conlleva la apertura de la boca de la probeta. En un gráfico y-x se representa la carga aplicada frente al desplazamiento del punto de carga de la probeta. Al mismo tiempo, se realizan diversos ciclos de carga y descarga, durante el ensayo, que permiten determinar la longitud de la grieta. Dichos ciclos se representan también en la gráfica del ensayo. En las Figura 3.6 (a-b) se muestran dos gráficas correspondientes a dos ensayos de fractura en los que la grieta creció de manera suave (smooth crack growth behavior) y a modo de saltos (crack jump behavior), respectivamente. Los ciclos de carga y descarga de la Figura 3.6 (a) se

realizaron en aquellos puntos en los que las pendientes de las líneas asociadas a los mismos estuvieron comprendidas entre $0,8r_c$ y $1,2r_c$, donde r_c es la relación efectiva de pendientes y cuyo valor es función de la geometría de la probeta. Los ciclos de carga y descarga de la Figura 3.6 (b) se realizaron en los puntos en los que la grieta creció mediante salto, para aquellos casos en los que las pendientes correspondientes estuvieron comprendidas entre $0,8r_c$ y $1,2r_c$.

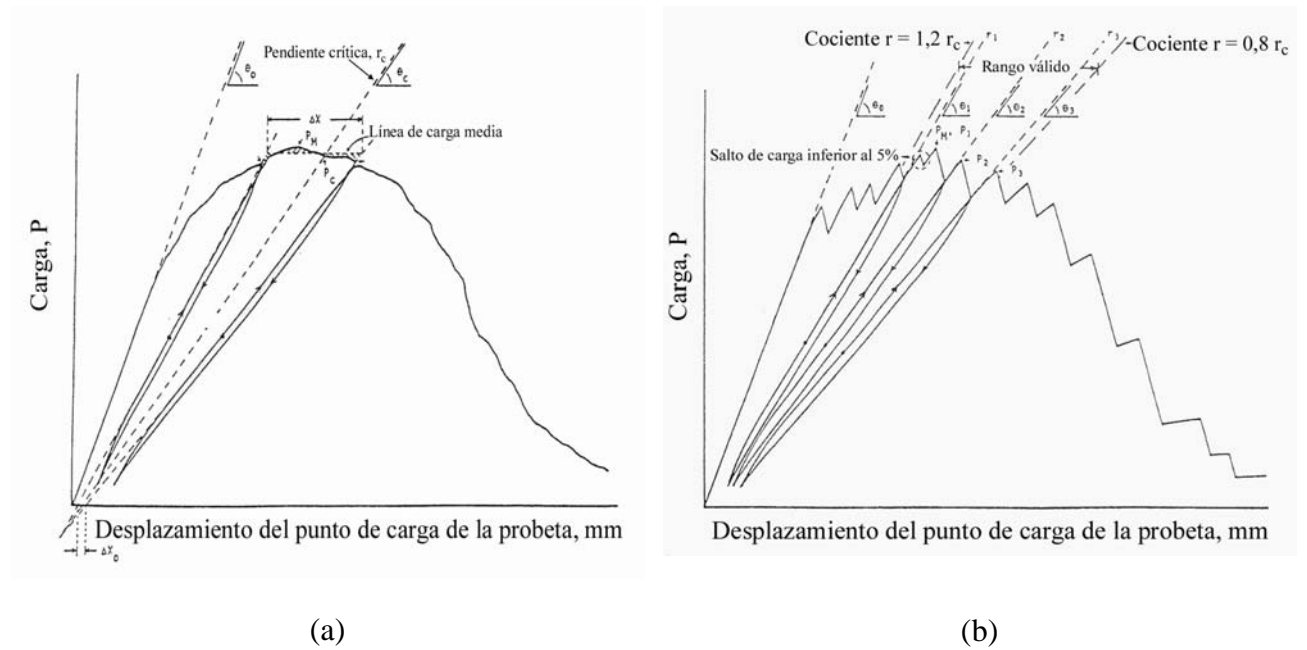


Figura 3.6. Gráfica de la carga frente al desplazamiento para un ensayo de fractura en el que la grieta creció de manera suave (a) y a modo de saltos (b).

En la Figura 3.6 (a) se muestra también una línea de puntos correspondiente a la pendiente crítica para la cual se alcanza la longitud crítica de grieta. La pendiente crítica se obtiene a partir de la siguiente expresión general:

$$r = \frac{\tan(\theta)}{\tan(\theta_0)} \quad (11)$$

donde r es el cociente entre la pendiente de la línea correspondiente a un ciclo de carga y descarga determinado ($\tan(\theta)$) y la pendiente de la parte lineal elástica inicial de la curva carga frente al desplazamiento ($\tan(\theta_0)$). En el caso del cálculo de la pendiente crítica (r_c), $\tan(\theta_c)$ es la pendiente de la línea correspondiente al ciclo carga descarga realizado en el punto de la longitud crítica de grieta. La línea de pendiente crítica se dibuja a partir del corte

entre las líneas correspondientes a dos ciclos de carga y descarga, realizados dentro del intervalo de pendientes entre $0,8r_c$ y $1,2r_c$.

En la Figura 3.6 (a) se representan también la línea de carga media y se indican los puntos de carga máxima, P_M , y carga crítica, P_c . La línea de carga media se dibuja teniendo en cuenta que las áreas por encima y debajo de la misma sean prácticamente iguales. Esta línea representa la carga media alcanzada a lo largo de la curva carga desplazamiento entre los dos ciclos realizados. La fuerza correspondiente al punto de intersección entre la curva carga desplazamiento y la línea de pendiente crítica, representa la fuerza necesaria para hacer avanzar la grieta cuya longitud es igual a la longitud crítica de grieta. En la Figura 3.6 (a) se representan los parámetros ΔX_0 y ΔX . ΔX_0 representa la longitud, a lo largo de la línea de carga media, entre las líneas correspondientes a los ciclos de carga y descarga realizados. ΔX representa la longitud, a lo largo del eje de carga nula, entre las líneas correspondientes a los ciclos de carga y descarga realizados. Como se indica más abajo, el cociente entre ambos parámetros permite obtener una medida de la plasticidad de la probeta.

El factor de intensidad de tensiones, K_{Iv} , se calculó a partir de las expresiones desarrolladas por Barker en función del tipo de curva carga-desplazamiento obtenida durante el ensayo¹². Dichas expresiones fueron las siguientes:

$$K_{Iv} = \frac{Y_m^* P_c}{B\sqrt{W}} \quad (12)$$

$$K_{Ivj} = \frac{Y^* P}{B\sqrt{W}} \quad (13)$$

$$K_{IvM} = \frac{Y_m^* P_M}{B\sqrt{W}} \quad (14)$$

donde Y_m es el coeficiente del factor de intensidad de tensiones o factor geométrico de forma, y Y_m^* es el valor mínimo del coeficiente del factor de intensidad de tensiones. P_c , P y P_M son los valores de las cargas correspondientes a la longitud crítica de grieta, al inicio del salto de la grieta y a la carga máxima alcanzada durante el ensayo, respectivamente. Las ecuaciones (12) y (13) se emplearon para el cálculo de la tenacidad en aquellos ensayos en donde la grieta creció de manera suave (“smooth crack behavior”) y a modo de saltos (“crack jump behavior”), respectivamente. En el caso de un crecimiento suave de grieta, el valor de Y^* (el cual viene representado por su valor mínimo) se obtiene a partir del valor correspondiente a la longitud crítica de grieta. En el caso de un crecimiento de grieta a modo de saltos, el valor de Y^* se calcula a partir de la longitud de grieta asociada al inicio de cada salto. La ecuación (14) se empleó para el cálculo de la tenacidad a la fractura en aquellos ensayos en los que no se pudo determinar la longitud de grieta, según se indica en la norma. Dicha ecuación se empleó también para el cálculo del factor de intensidad de tensiones en los casos en los que la grieta

se propagó de manera inestable; en este caso Y^* representa el valor del coeficiente del factor de intensidad de tensiones correspondiente a la longitud de grieta en donde se produce el crecimiento inestable de la grieta.

En los casos en los que la grieta creció a modo de saltos, el valor del coeficiente del factor de intensidad de tensiones, correspondiente a la longitud de grieta de cada salto, se calculó de la siguiente manera. En cada salto de grieta se realizó un ciclo de descarga y carga y se determinó la pendiente. A continuación se calculó el valor del cociente, r , entre la pendiente de este ciclo de carga y descarga y la pendiente inicial elástica. Una vez conocida la relación entre las pendientes, el valor de Y^* se calcula por medio de la siguiente expresión, como viene indicado en la norma¹²:

$$Y^* = \exp\left(C_0 + C_1 r + C_2 r^2 + C_3 r^3 + C_4 r^4\right) \quad (15)$$

en donde $C_0 = 5.010$, $C_1 = -9.65$, $C_2 = 20.31$, $C_3 = -20.27$ y $C_4 = 8.257$ y r es el valor del cociente entre pendientes. En la Figura 3.7 se muestra la gráfica que ilustra la variación del coeficiente del factor de intensidad de tensiones, Y^* , en función del cociente entre pendientes, r . Se observa que Y^* alcanza un mínimo para un valor constante de r para cada geometría de probeta. Dicho valor mínimo se alcanza para el valor crítico de la longitud de grieta.

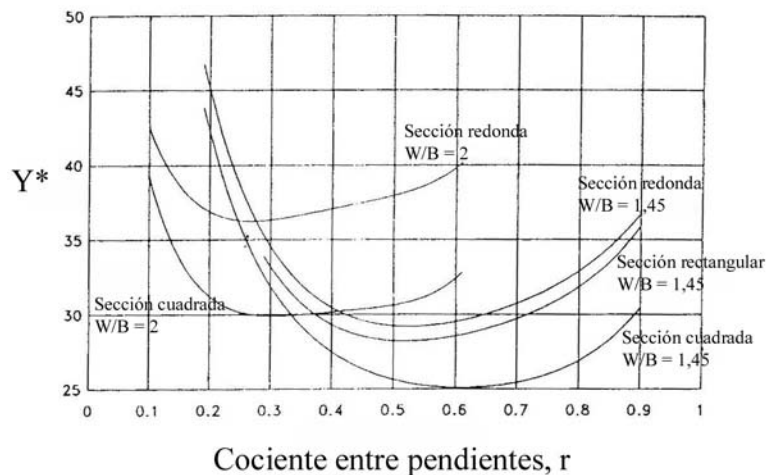


Figura 3.7. *Coficiente del factor de intensidad de tensiones en función de la relación entre pendientes, r , para probetas chevron con diferente geometría.*

En aquellos casos en los que la grieta creció de manera inestable, el valor del factor geométrico de forma, Y^* , se calculó a partir del valor de la longitud de grieta para la cual se

produce el crecimiento inestable de la grieta. La longitud de grieta a la cual se produce la propagación catastrófica de la grieta se determinó mediante análisis por MEB de la superficie de fractura. A partir del valor de la longitud de grieta se calculó el valor de Y^* . Para ello se empleó una expresión matemática desarrollada a partir de los trabajos de Munz y col.¹³ y cuyo desarrollo se muestra en la introducción teórica del capítulo de Fractura. En la Figura 3.8 se muestra una gráfica en la que se representa Y^* frente al parámetro α , el cual viene dado por el cociente entre la longitud de grieta y la dimensión del espesor de la probeta. Las curvas de la Figura 3.8 se obtuvieron a partir de la expresión desarrollada en los trabajos de Munz y col. para una geometría de probeta dada.

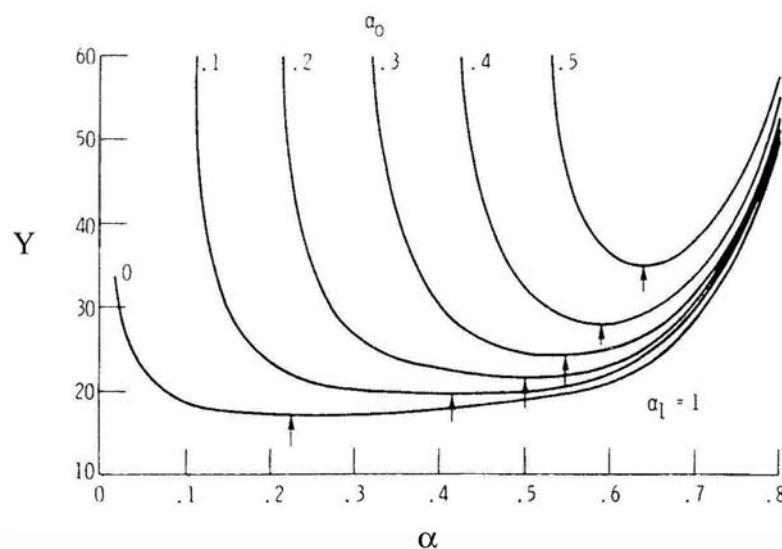


Figura 3.8. Coeficiente del factor de intensidad de tensiones en función del cociente entre la longitud de grieta y el ancho de la probeta para probetas chevron con diferente geometría.

La validez del valor del factor de intensidad de tensiones, K_{Ic} , requiere del cumplimiento de los requisitos exigidos en la norma. Las condiciones impuestas por la norma son las siguientes: 1) el plano de propagación de la grieta no debe desviarse más de $0,04B$ cuando el ancho del frente de grieta es igual a un tercio el espesor de la probeta, B , 2) el valor de la carga en el máximo de la curva, P_M , no debe ser mayor a 1,10 veces el valor de la carga correspondiente a la longitud crítica de grieta, P_c , y 3) el valor del cociente $p = \Delta X_0 / \Delta X$ debe estar comprendido entre $-0,05$ y $0,10$. Este parámetro indica una medida de la plasticidad en el extremo de la grieta durante el ensayo.

Barker ha desarrollado, a partir de la teoría elástica-lineal, una expresión que incorpora el parámetro p de la plasticidad de la probeta y permite el cálculo del factor de intensidad de tensiones para casos en los que la respuesta de la probeta esté dentro del rango elástico-plástico¹⁴. La expresión para el cálculo de K_{Iv} es la siguiente:

$$K_{Iv} = \left(\frac{1+p}{1-p} \right)^{1/2} \frac{Y_m^* P_c}{B\sqrt{W}} \quad (16)$$

Esta expresión es aplicable únicamente en los casos en los que la grieta se propaga de manera suave (“smooth crack growth behavior”). En el presente trabajo, la ecuación 16 se empleó en aquellos casos en los que el valor del parámetro p no cumplió el criterio de validez dado por la norma, $-0.05 \leq p \leq +0.10$.

3.10. REFERENCIAS

-
- ¹ Memoria Técnica, “Diseño, Conformado y Propiedades de Aceros de Ultraalto Contenido en Carbono para Aplicaciones en el sector de Automoción: Componentes Forjados y Tornillería (Alambrón)”, INASMET y SIDENOR I+D, Enero 1998.
- ² K. Pöhlndt, “Modeling hot deformation of steels”, ed. J.G. Lenard, Ch. 2, 1989, Berlin, Springer-Verlag.
- ³ “Metallography, Structures and Phase Diagrams”, Metals Handbook, 8, ASM, Metals Park, Ohio.
- ⁴ R.L. Fullman, “Measurement of Particles Sizes in Opaque Bodies”, Trans. AIME-JOM, March, 1953, pp. 447.
- ⁵ M. Carsí, “El Ensayo de Torsión en la Caracterización de Materiales”, Conferencia Invitada, 3ª Reunión de Propiedades Mecánicas de Sólidos, La Rabida, Huelva, 1992.
- ⁶ D.S. Fields, Jr y W.A. Backofen, Proc. Am. Soc. Test. Mater., 1957, vol. 57, pp. 1259.
- ⁷ A. Eichinger, in “Handbuch der Werkstoffprüfung”, ed. E. Siebel, vol. 2, 1955, Berlin, Springer-Verlag, pp. 715.
- ⁸ N.H. Polakowski y E.J. Ripling, “Strength and Structure of Engineering Materials”, Prentice-Hall Inc., New jersey, 1966, pp. 383.
- ⁹ G.E. Dieter, “Mechanical Metallurgy”, 2nd edition, McGraw-Hill Book Company Inc., New York, 1976, pp. 387.
- ¹⁰ T. Oyama, PhD Dissertation Stanford University, CA, USA, 1984.
- ¹¹ G.R. Canova, S. Shrivastava, J.J. Jonas y C. G’sell, “Formability of Metallic Materials-2000 AD”, ed. I.R. Newby y B.A. Niemeier, Philadelphia, PA, ASTM, STP 753, 1982, pp. 189.
- ¹² “Standard Test Method for Plane Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials”, ASTM E 1304-97, 1997, pp. 838.
- ¹³ D. Munz, R.T. Bubsey y J.E. Srawley, Int. J. Fracture, vol. 16, No. 4, August 1980, pp. 359-374.
- ¹⁴ L.M. Barker y F.I. Baratta, J. Test. Eval., vol. 8, 1980, pp. 97.

4. COMPORTAMIENTO MECANICO DEL ACERO UAC-1,3C A ALTAS TEMPERATURAS Y ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN

4.1. INTRODUCCIÓN

El diseño del procesado de un material requiere conocer la resistencia y ductilidad del material en cuestión a las temperaturas y velocidades típicas a las que se deberá realizar dicho conformado. Para ello, se requiere la realización de ensayos a menor escala que permitan inferir el comportamiento que tiene lugar en el material durante los procesos de conformado¹. Finalmente, es necesario, a partir de estos ensayos, poder predecir y extrapolar a las condiciones utilizadas a escala industrial.

El ensayo de torsión se ha utilizado ampliamente para caracterizar el comportamiento durante el procesado de diferentes materiales a temperaturas elevadas^{2,3,4,5,6,7}, así como para el análisis de los procesos que tienen lugar durante el flujo plástico del material en las operaciones de conformado (procesos de recristalización). Todo esto se debe a que en el ensayo de torsión intervienen tensiones de cizalladura, lo que permite que se alcancen valores elevados de deformación sin que se llegue a producir inestabilidad plástica⁷, como ocurre en los ensayos de tracción (estricción) o en los de compresión (abarrilamiento). Debido a esto, los estados de deformación se pueden alcanzar a velocidad de deformación constante mediante la aplicación de una velocidad de rotación constante. Por último, el ensayo de torsión se puede realizar a altas velocidades de deformación de acuerdo con las empleadas en las operaciones de conformado, lo que permite la simulación de dichas operaciones de manera adecuada.

En el presente capítulo se estudian los mecanismos de deformación que predominan durante la deformación del acero UAC-1,3C a altas temperaturas y velocidades elevadas. Para ello, se realizan ensayos de torsión a diferentes temperaturas en el rango desde 900°C hasta 1200°C y a velocidades de deformación en el rango desde 2s⁻¹ hasta 26s⁻¹. Se analizarán los

datos obtenidos a partir de los ensayos de torsión para los estados de deformación de pico, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$. Se emplearán dos tipos de ecuaciones para la caracterización reológica del material: la ecuación de fluencia de la ley potencial y la ecuación fenomenológica de Garofalo. Por otro lado, a partir de los datos de torsión se estudia la resistencia mecánica y ductilidad del acero UAC-1,3C y se compara con la de otras aleaciones férreas también caracterizadas a través del ensayo de torsión.

4.1.1. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN DURANTE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA A ALTA TEMPERATURA O FLUENCIA DE LOS SÓLIDOS CRISTALINOS

La deformación plástica que experimenta un material cuando se le aplica una tensión constante (inferior al límite elástico) a temperatura elevada (superior a $0,4 T_f$, donde T_f es la temperatura de fusión del material en Kelvin) depende del tiempo de aplicación de la tensión. Este proceso recibe el nombre de fluencia. En la Figura 4.1 se representa la deformación de un material sometido a una tensión constante en función del tiempo de mantenimiento de dicha tensión. Si no tenemos en cuenta la parte de deformación elástica, podemos observar tres etapas o estadios durante la deformación plástica del material.

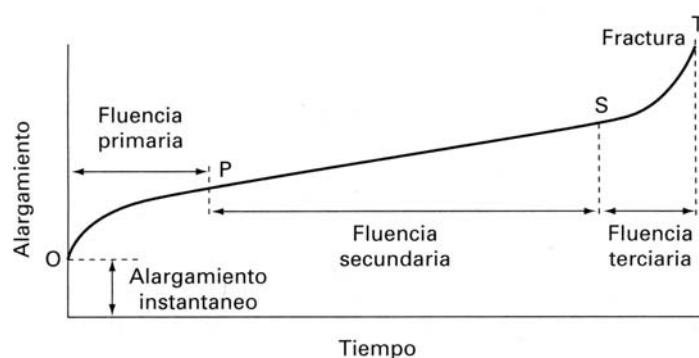


Figura 4.1. Curva de fluencia típica para un material sometido a una carga determinada.

El primer estadio de fluencia se denomina fluencia primaria. Durante esta etapa, el material endurece progresivamente con la deformación y la velocidad de deformación decrece con el tiempo. Se desarrolla una subestructura que depende básicamente de la tensión de fluencia. El segundo estadio de fluencia, fluencia secundaria, se caracteriza por una velocidad

de deformación constante asociada a una subestructura que permanece constante con la deformación. Durante la fluencia terciaria la velocidad de deformación aumenta hasta que alcanza la zona de rotura del material^{8,9}.

En general, los mecanismos de deformación que describen el flujo plástico de un material durante la deformación a temperaturas superiores a $0.5 T_f$, son tres: 1) fluencia difusional, 2) deslizamiento por fronteras de grano y 3) movimiento de dislocaciones. En estos tres mecanismos el control de la velocidad de deformación depende del proceso de difusión que tiene lugar. Los procesos de difusión básicos son: a) la difusión a través de la red, b) la difusión a lo largo de las fronteras de grano y, c) difusión a lo largo del núcleo de las dislocaciones.

Mecanismos de deformación:

Fluencia difusional

La relación entre la velocidad de deformación y la tensión es lineal a muy bajas tensiones. El proceso de deformación consiste en la migración o movimiento directo de vacantes desde las caras de los granos cristalinos perpendiculares al eje de tracción a las caras paralelas a éste (el movimiento de átomos recorre el camino inverso), según se indica en la Figura 4.2. El movimiento de vacantes de una parte a otra de los granos tiene lugar bajo la acción de un gradiente de concentración de vacantes entre las fronteras perpendiculares y paralelas al eje de tracción y debido a la acción de la tensión. Se ha atribuido a este mecanismo la deformación a bajas tensiones observada experimentalmente en aleaciones de magnesio que contienen precipitados de hidruro de circonio¹⁰, sin embargo, ha sido puesto en duda recientemente¹¹.

Este mecanismo de deformación fue analizado de manera independiente por Nabarro¹² y Herring¹³ y ambos llegaron a relaciones casi idénticas. Además de la relación lineal de la velocidad de deformación con la tensión, el modelo de Nabarro-Herring predice también una dependencia inversamente proporcional con el diámetro de grano al cuadrado. Así pues, un grano más fino daría lugar a una velocidad de deformación mayor que uno más grueso, para una tensión constante.

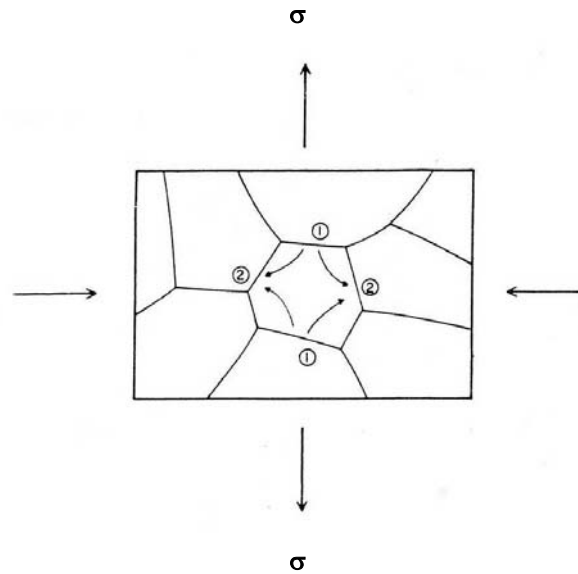


Figura 4.2. Esquema ilustrativo del mecanismo de fluencia difusional de Nabarro-Herring.

En la Figura 4.2 se muestra un esquema que ilustra dicho mecanismo, en donde las regiones indicadas con un 1 representan sitios con una concentración de átomos mayor que las regiones indicadas con un 2. Este flujo de átomos da lugar al alargamiento del grano en la dirección de la tensión aplicada.

Entre los metales, únicamente para el caso del Cu y el Au se ha encontrado una buena correlación de los datos de velocidad de deformación y tensión, mediante el modelo de la fluencia difusional. En el caso de los materiales policristalinos no-metálicos, se han encontrado diversas dificultades para verificar este modelo, como son la tendencia a formar grietas en las fronteras de grano de manera que se dificulta el cálculo de la velocidad de fluencia en estado estacionario¹⁴.

Deslizamiento de fronteras de grano

Este mecanismo de deformación se asocia fundamentalmente a los procesos de superplasticidad^{15,16} y consiste en un deslizamiento entre dos granos adyacentes a lo largo de la frontera común. Para que tenga lugar es necesaria una serie de características microestructurales¹⁵: 1) tamaño de grano pequeño que, para el caso de los metales, debe ser menor de 10 μm , 2) partículas de segunda fase distribuidas de manera uniforme y que evitan el crecimiento rápido del grano durante la deformación a altas temperaturas, 3) fronteras de grano de ángulo alto y desordenadas y 4) granos equiaxiales. Este mecanismo se produce en

el mismo intervalo de velocidades de deformación aunque usualmente superiores, a las correspondientes al mecanismo de deformación por fluencia difusional¹⁷.

Movimiento de dislocaciones

Este proceso tiene lugar en el rango de tensiones altas, mayores que el correspondiente a los dos mecanismos anteriores. La velocidad a la que se muevan las dislocaciones está controlada por un proceso de trepado de las dislocaciones en arista para superar los obstáculos de la red. Además, simultáneamente al endurecimiento producido por el aumento de la densidad de dislocaciones, tiene lugar un fenómeno de restauración debido a la recombinación y aniquilación de dislocaciones móviles^{18,19}. Es por este motivo por lo que a este tipo de fluencia por movimiento de dislocaciones se le suele dar también el nombre de fluencia de restauración.

La velocidad de fluencia asociada al proceso de movimiento de dislocaciones es proporcional al coeficiente de difusión y es función del módulo elástico y de la energía de falta de apilamiento. El tamaño de grano juega un papel poco importante²⁰. El parámetro microestructural que controla el proceso de deformación es el tamaño de subgrano el cual depende fuertemente de la tensión^{21,22,23}, no cambia durante el estado estacionario de fluencia²⁴, es independiente de la historia termomecánica previa²³ y no depende fuertemente de la temperatura^{21,22} o del contenido en impurezas. La expresión que relaciona el tamaño de grano con la tensión es de la forma siguiente²⁵:

$$\frac{\lambda}{b} = A \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{-1} \quad (1)$$

donde λ es el tamaño de subgrano, b el vector de Burgers, E es el módulo de Young y A una constante que depende de la energía de falta de apilamiento y que en para el acero UAC-1,3C es igual a 4.

Procesos difusivos:

La velocidad de deformación asociada a cada proceso de deformación se controla a través de los procesos difusivos que tienen lugar en el material durante la deformación⁸. En ellos, los átomos del material se desplazan a través del mismo a un ritmo o velocidad que viene determinado por el coeficiente de difusión, D , el cual depende fundamentalmente de la

temperatura. Así pues, el coeficiente de difusión D se puede expresar por una función del tipo Arrhenius de la forma:

$$D = D_0 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

donde D_0 es la constante preexponencial y Q es la energía de activación asociada a cada proceso de difusión. La energía de activación para la difusión, Q , es el factor que determina la variación de la velocidad de difusión con la temperatura. La energía de activación Q indicaría la energía necesaria para difundir un mol de átomos. A mayor valor de Q , menor es la velocidad de difusión y, por tanto, menor es la velocidad de deformación durante el proceso de deformación. Esta relación entre la velocidad de deformación y el coeficiente de difusión es cierta en el caso de que los procesos difusivos cobren importancia, lo cual ocurre a temperaturas elevadas por encima de $0,5 T_f^8$.

Difusión a través de la red

El aporte de átomos se realiza por difusión de átomos a través de la red atómica del material, o lo que es lo mismo, vacantes difundiendo en sentido contrario. El valor de la energía de activación asociada al proceso de difusión de átomos a través de la red en los aceros UAC, es de unos 225 kJ/mol K²⁶.

No debe confundirse el mecanismo de fluencia difusional con la difusión de átomos a través de la red. El primero hace referencia al proceso de deformación del material durante la fluencia plástica, mientras que el segundo hace referencia al aporte de átomos durante la deformación.

Difusión a lo largo de las fronteras de grano

En este caso el aporte de átomos o vacantes tiene lugar a través de las fronteras de grano. Este proceso difusivo se produce fundamentalmente en los materiales con un tamaño de grano pequeño. El valor de la energía de activación para la difusión a lo largo de las fronteras de grano, Q_{fg} , es alrededor de 0,6 veces Q_R , la energía de activación para la difusión a través de la red. En general, la difusión a lo largo de las fronteras de grano es mucho más rápida que la que tiene lugar a través de la red, debido a que la energía de activación es menor; por ello, se ve favorecida a temperaturas relativamente bajas.

Difusión a lo largo de las dislocaciones

El aporte de átomos o vacantes se produce a través de las dislocaciones como consecuencia del aumento de la densidad de dislocaciones con el aumento de la tensión. El valor de la energía de activación asociada a la difusión a través del núcleo de las dislocaciones es similar a Q_{fg} (alrededor de 0,6 veces Q_R ²⁷). Como ocurre con la difusión a lo largo de las fronteras de grano, la difusión que tiene lugar a lo largo de las imperfecciones del material, como son las dislocaciones, se produce de forma más rápida que la que se produce a través de la red. Esto tiene que ver con el hecho de que la energía de activación necesaria para que se produzca la primera es menor que la que se requiere para que se produzca la segunda.

Cuando el proceso de difusión que prevalece es el de difusión a lo largo de las dislocaciones el valor del exponente de la tensión, n , aumenta dos unidades. Así, en el caso de los mecanismos de deformación por movimiento de dislocaciones y por deslizamiento de fronteras de grano, el exponente de la tensión, en el caso de que el proceso de difusión que controle sea la difusión por tuberías, aumenta hasta un valor de 7 y 4, respectivamente^{28,29}.

En la Tabla 4.I se muestran las ecuaciones constitutivas que relacionan la velocidad de deformación, $\dot{\varepsilon}$, en estado estacionario con la tensión, σ , para cada mecanismo de deformación y en función del coeficiente de difusión que controla dicho mecanismo. D_R , D_d y D_{fg} son los coeficientes de difusión a través de la red, a lo largo del núcleo de las dislocaciones y a lo largo de las fronteras de grano, respectivamente. E es el módulo de Young, b es el vector de Burgers y d es el diámetro del grano.

<u>Mecanismo de deformación</u>	<u>Ecuación</u>	<u>Referencias</u>
<i>Fluencia difusional</i>		
Controlada por difusión a través de la red	$\dot{\varepsilon} = 10 \left(\frac{D_R}{d^2} \right) \left(\frac{Eb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)$	12,13
Controlada por difusión a lo largo de las dislocaciones	$\dot{\varepsilon} = 500 \left(\frac{D_d}{b^2} \right) \left(\frac{Eb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^3$	29
Controlada por difusión a lo largo de las fronteras de grano (Coble)	$\dot{\varepsilon} = 100 \left(\frac{D_{fg}b}{d^3} \right) \left(\frac{Eb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)$	30,31

<i>Deslizamiento de fronteras de grano</i>		
Controlado por difusión a través de la red	$\dot{\varepsilon} = 2 \times 10^9 \left(\frac{D_R}{d^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2$	32
Controlado por difusión a lo largo de las dislocaciones	$\dot{\varepsilon} = 10^{11} \left(\frac{D_d}{d^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^4$	29
Controlado por difusión a lo largo de las fronteras de grano	$\dot{\varepsilon} = 10^8 \left(\frac{D_{fg} b}{d^3} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2$	32
<i>Movimiento de dislocaciones</i>		
Controlado por difusión a través de la red	$\dot{\varepsilon} = 10^{11} \left(\frac{D_R}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^5$	28,8
Controlado por difusión a lo largo de las dislocaciones	$\dot{\varepsilon} = 5 \times 10^{12} \left(\frac{D_d}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^7$	28

Tabla 4.1. Ecuaciones constitutivas para la fluencia de ley potencial de metales policristalinos con alta energía de falta de apilamiento.

En el caso de que el flujo plástico dependa de varios procesos independientes entre sí y activados térmicamente, entonces el proceso de difusión más rápido será el que controle la velocidad. Esto se muestra en la Figura 4.3. Las líneas de puntos indican la dependencia entre la velocidad de fluencia y la temperatura para cada proceso independiente. La línea continua indica la variación de la velocidad de deformación para el proceso global de fluencia en el intervalo de temperaturas ensayado. A bajas temperaturas, el proceso difusivo con la menor energía de activación conduce a una mayor velocidad de deformación que el proceso de mayor energía de activación. Por lo tanto, el primero controla la velocidad de deformación asociada al mecanismo de deformación. A altas temperaturas, en cambio, el proceso de mayor energía de activación es el que controla la velocidad de deformación. Se concluye que la energía de activación para la fluencia aumenta con la temperatura^{8,9}.

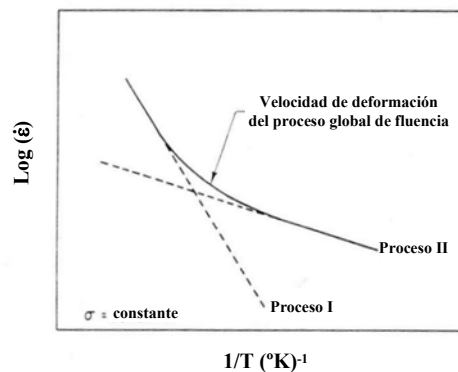


Figura 4.3. *Velocidad de deformación frente al inverso de la temperatura representando dos procesos independientes de difusión que controlan la fluencia.*

4.1.2. ECUACIÓN DE GAROFALO

Los valores del exponente de la tensión que se pueden explicar mediante los modelos de deformación dentro de la fluencia de la ley potencial (“power law creep”) oscilan entre 1 y 8. Dados unos valores de T y n constantes, el rango de aplicabilidad de las ecuaciones potenciales está confinado a pequeños rangos de tensión (o velocidad de deformación). A medida que aumenta la tensión aplicada, el valor de n varía desde $n = 1$ (fluencia difusional) hasta $n = 5$ (fluencia por movimiento de dislocaciones, donde el tamaño de subgrano depende de manera inversa con la tensión)^{8,28}, o incluso $n = 8$ (fluencia por movimiento de dislocaciones con subestructura constante)^{8,33}. Para niveles más elevados de tensión, la dependencia de la velocidad de deformación estacionaria se aleja de lo esperable por medio de las expresiones potenciales (Tabla 4.I) (fin de la ley potencial), de manera que la velocidad de deformación aumenta considerablemente por encima de los valores extrapolados obtenidos a partir de la ley potencial^{8,9,34,35}. La explicación de esta diferencia se explica desde el punto de vista del aumento de la concentración de vacantes que se generan mediante los procesos de intersección de dislocaciones que tienen lugar a tensiones elevadas⁸. Este exceso de vacantes favorece el proceso de trepado de dislocaciones y favorece el aumento de la velocidad de fluencia. Bajo estas condiciones se considera que el material se encuentra en situación de

ruptura de la ley potencial (power-law break down), en donde la expresión que mejor se ajusta a la variación de la velocidad de deformación con la tensión viene dada por:

$$\dot{\varepsilon} = A' \exp[\beta \sigma] \quad (3)$$

donde A' y β representan constantes del material. La relación anterior implica un comportamiento lineal de los datos a tensiones elevadas en una gráfica del logaritmo de la velocidad de deformación frente a la tensión.

En general, el aumento de la velocidad de deformación, para un tensión dada, por encima del valor dado según la teoría de ley potencial se produce, independientemente del tipo de material, para valores superiores a $\dot{\varepsilon}/D_R = 10^9 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$. Sin embargo, en el caso del material de ultraalto contenido en carbono estudiado en el presente trabajo, los valores del cociente $\dot{\varepsilon}/D_R$ obtenidos son mayores que $10^9 \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$. A priori, esto indicaría que los datos de los ensayos de torsión se deberían encontrar en la región de power-law break down, cosa que no ocurre. La explicación de este comportamiento podría estar relacionado con el alto contenido en carbono de dicho material, que da lugar a la anulación de los mecanismos de generación de vacantes por intersección de dislocaciones³⁶.

En general, desde el punto de vista de las ecuaciones de la ley potencial, la existencia de varias expresiones que se ajustan a los datos experimentales en diferentes rangos de las variables dificulta o imposibilita el poder predecir fuera de esos rangos de tensiones. De tal forma que se puede trabajar únicamente en el intervalo de tensiones en el que se cumple un determinado mecanismo y para el que se cumple una determinada ecuación potencial. Si a esto le añadimos la gran variedad de parámetros que se ven involucrados en los procesos de conformación, así como el amplio abanico de secuencias posibles que condicionan las posibilidades o necesidades del proceso industrial, llegamos a la conclusión de la necesidad de disponer de una expresión fiable que nos permita mantener constantes los parámetros teóricos, en un amplio abanico de condiciones, sin necesidad de realizar un estudio exhaustivo de cada situación particular.

Diversos autores han propuesto expresiones que se aproximan al comportamiento de la ley potencial a bajas tensiones, mientras que a tensiones elevadas se alejan del comportamiento potencial y se aproximan al comportamiento exponencial (Weertman¹⁸, Barrett y Nix³⁷, Garofalo³⁸). De todas ellas, la ecuación de Garofalo es la que mejor se ajusta a los datos experimentales en amplios recorridos de las variables velocidad de deformación,

tensión y temperatura³⁹. De tal forma que con una elección adecuada de las constantes se puede llegar a cubrir, en algunos casos, alrededor de 15 órdenes de magnitud en la variable velocidad de deformación⁴⁰ y en otros incluso 21 órdenes de magnitud⁴¹. Por otro lado, la ecuación de Garofalo, unida a un estudio estadístico consistente, nos permite predecir los valores de tensión y velocidad de deformación hasta órdenes de magnitud fuera del intervalo de datos experimentales con gran precisión³⁹.

La ecuación de Garofalo se puede escribir de la siguiente forma⁴²:

$$\dot{\varepsilon} = A'' \left[\sinh \left(\alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{E} \right) \right) \right]^n \quad (4)$$

en donde A' , α y n son constantes del material, σ_{ss} es la tensión en el estado estacionario, E es el módulo de Young y $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación mínima en estado estacionario.

Vamos a considerar la ecuación de Garofalo como una función “ad-hoc” de carácter fenomenológico, cuya expresión es únicamente de índole empírica. Esta expresión, como hemos dicho, se ajusta a los datos experimentales en amplios rangos de tensión y al mismo tiempo se adecua a las condiciones de contorno coherentes con otras leyes³⁸. Esto es, para bajos niveles de tensión se aproxima a la expresión potencial mientras que a niveles elevados de tensión se puede aproximar a una expresión exponencial de la tensión. Así, para $\alpha(\sigma/E) \rightarrow 0$ y si tomamos el desarrollo en serie de potencias del seno hiperbólico se obtiene:

$$\dot{\varepsilon} \approx A'' \left(\alpha \frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (5)$$

siendo válida la sustitución para $\frac{\alpha\sigma}{E} \leq 0,6$. Para estos valores de σ la ecuación de Garofalo se puede aproximar a una expresión potencial mediante la cual se predicen los mismos valores de la velocidad de deformación. El valor de exponente n de la ecuación (4) coincide con el del exponente de la tensión de la ecuación de la ley potencial.

Por otro lado, en el extremo superior de tensiones, donde $\alpha(\sigma/E) \gg 1$, y teniendo en cuenta la expresión $\sinh(x) = \frac{e^x - e^{-x}}{2}$ donde $x = \alpha \frac{\sigma}{E}$, entonces podemos tomar $\sinh(x)$ como $(e^x/2)$, de donde:

$$\dot{\varepsilon} \approx A'' \frac{e^{n\alpha \frac{\sigma}{E}}}{2^n} \quad (6)$$

pudiéndose sustituir para $\frac{\alpha\sigma}{E} > 1,8$.

En suma, suponiendo que una ley de tipo potencial refleje el comportamiento de un material, lo hace, en general, en un dominio reducido de manera que lo que llamamos habitualmente zona exponencial no es más que la zona en la que el exponente de la ley potencial cambia más rápidamente de lo que la precisión del ensayo puede definir. La ecuación de Garofalo en lugar de analizar el comportamiento del material en forma discontinua (como es el caso de la ley potencial) lo hace de forma continua. Así pues, la equivalencia de los valores de n en una y otra se puede calcular y, en definitiva, los valores de la función potencial no definen más que una rectificación más o menos exacta de una ecuación mucho más natural que en todo caso se parecerá más a la de Garofalo que a la de un conjunto de potenciales.

Aunque existen trabajos clásicos como el Jonas, Sellars y Tegart⁴⁰ y menos clásicos como el de J.C.M. Li⁴³ que justifican el contenido físico de la ecuación fenomenológica, así como la interpretación física de las constantes de acoplamiento de la misma³⁹, todavía queda mucho trabajo por hacer para poder construir una ecuación que sea capaz de englobar los mecanismos de deformación que tienen lugar en amplios rangos de tensiones, cuya expresión posiblemente sea similar en cuanto a la forma a la ecuación de Garofalo, y deducida a partir de primeros principios y apoyada por la justificación de la modelización física⁴⁴.

Si tenemos en cuenta el hecho de que los procesos de deformación plástica a alta temperatura (fluencia) son térmicamente activados, entonces podemos incluir un término de Arrhenius de carácter factorial exponencial, $\exp(-Q/RT)$, siendo Q la energía de activación aparente del proceso y R la constante de los gases perfectos. La inclusión de este término en la ecuación de Garofalo da lugar a la siguiente expresión también conocida como ecuación de Zener-Hollomon:

$$\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A'' \left[\sinh\left(\alpha \cdot \left(\frac{\sigma_{ss}}{E}\right)\right) \right]^n \quad (7)$$

en donde $\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = Z$, es el parámetro de Zener-Hollomon⁴⁵.

En el presente trabajo, se va a utilizar la ecuación de Zener-Hollomon para representar el fenómeno de la deformación plástica a alta temperatura en un acero de ultraalto contenido en carbono (UAC-1,3C) con el fin de poder predecir sobre situaciones hipotéticas de conformado fuera o dentro del rango de los datos experimentales obtenidos a partir de los ensayos de torsión. Se analizarán los estados de deformación correspondientes al máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$. Se pretende comparar los resultados obtenidos a partir del análisis de Garofalo con los obtenidos a partir del análisis mediante las ecuaciones de ley potencial. Como en el caso del estudio de la fluencia mediante la ley potencial, el objetivo final es la determinación de las fuerzas o tensiones requeridas para producir una deformación dada para una cierta geometría, lo que permitiría seleccionar el equipo de trabajo adecuado para la realización del conformado.

4.2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.2.1. CURVAS DE TORSIÓN

En la Tabla 4.II se muestra una relación de los datos obtenidos en los ensayos de torsión realizados en el acero UAC-1,3C para cada temperatura inicial de ensayo y cada una de las velocidades de deformación seleccionadas. Se muestran los valores del par de torsión, τ , alcanzados en los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$, $\varepsilon = 5$, $\varepsilon = 8$ y rotura, el número de vueltas a rotura, N , y la deformación a rotura calculada según los criterios de Von-Mises, ε_{V-M} , y Eichenger, $\varepsilon_{Eichenger}$ (ver capítulo de procedimiento experimental).

En la Figura 4.4 se muestra la gráfica de la curva de un ensayo de torsión realizado a 1050°C y una velocidad de deformación de 10 s^{-1} . En ella se representa el par de fuerzas en función del número de vueltas y se indica la temperatura final de ensayo, T_f , a la cual se produce la rotura de la probeta, la cual es alrededor de unos 130°C mayor que la temperatura inicial del ensayo. Se distinguen dos zonas en la curva de torsión que se sitúan a la derecha y a la izquierda del pico de valor máximo del par. La zona a la izquierda del pico se corresponde con la deformación elástica de la probeta y el ensamblaje probeta-mordazas. Al mismo tiempo se observa una parte de deformación plástica de la probeta previa al valor máximo del par. A la derecha del pico, el par disminuye, continuamente, al aumentar la deformación hasta que se produce la rotura, que en este caso ocurre a 36 vueltas. El tiempo durante el que transcurre el ensayo de torsión es inferior a 4 segundos.

En general, el ablandamiento que experimenta un material durante el ensayo de torsión se asocia, por un lado, al calor adiabático que se genera y, por otro, a los procesos de recrystalización dinámica que tienen lugar a partir del estado de deformación asociado al máximo⁴⁶. Para un número de vueltas elevado (o lo que es lo mismo, deformaciones grandes), cabe esperar que los procesos de recrystalización se compensen con los de endurecimiento. En este caso y suponiendo que la contribución del calor adiabático es despreciable, la pendiente de la curva de torsión se hace nula y se dice que se alcanza el estado estacionario. No obstante, como se observa en la Figura 4.4, el par decrece a lo largo de todo el ensayo hasta el punto de rotura y en ningún punto de la curva de torsión se alcanza el estado de pendiente nula correspondiente al estado estacionario. Esto indica que, en el caso del presente estudio, la

contribución debida al calor adiabático generado no es despreciable, sino que contribuye a ablandar el material conforme aumenta la deformación.

$T_0, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	τ_{\max}, Nm	$\tau_{\varepsilon=2}, \text{Nm}$	$\tau_{\varepsilon=5}, \text{Nm}$	$\tau_{\varepsilon=8}, \text{Nm}$	N_{rotura}	$\varepsilon_{\text{rotura}}$ (V-M)	$\varepsilon_{\text{rotura}}$ (Eichenger)
900	2	5,136	3,76	3,18	2,97	37,48	23,99	4,30
900	10	6,699	5,019	3,828	3,183	28,77	18,42	4,00
900	26	7,2	6,61	4,06		8,32	5,33	2,58
950	2	3,955	2,99	2,7	2,48	70,4	45,07	5,03
950	10	5,21	3,85	3,13	2,88	38,54	24,67	4,34
950	26	5,81	5,34	3,86	3,16	13,6	8,71	3,14
1000	2	3,3	2,48	2,31	2,18	97,53	62,44	5,41
1000	5	3,74	2,99	2,65	2,48	52,73	33,76	4,70
1000	10	4,22	3,44	2,92	2,68	40,65	26,02	4,40
1000	26	4,63	4,49	3,36	2,97	25,92	16,59	3,88
1050	2	2,63	2,17	2,04	2,001	77,01	49,30	5,14
1050	5	3,17	2,6	2,35	2,21	45,79	29,31	4,54
1050	10	3,66	3,09	2,64	2,44	36,87	23,60	4,29
1050	26	4,08	3,9	3,05	2,73	24,48	15,67	3,81
1100	2	2,23	1,88	1,78	1,72	67,31	43,09	4,98
1100	5	2,58	2,18	1,98	1,89	44,57	28,53	4,50
1100	26	3,48	3,42	2,8	2,52	18,04	11,55	3,46
1150	2	1,806	1,49	1,41	1,4	58,45	37,42	4,82
1150	10	2,52	2,2	1,95	1,87	30,4	19,46	4,06
1150	26	2,97	2,91	2,47	2,28	19,44	12,44	3,55
1200	2	1,51	1,24	1,21	1,2	56,77	36,34	4,78
1200	10	2,2	1,95	1,79	1,7	12,06	7,72	3,00
1200	26	2,548	2,519	2,17		8,36	5,35	2,58

Tabla 4.II. Datos del par de torsión para los estados de máximo, $\varepsilon = 2$, $\varepsilon = 5$ $\varepsilon = 8$ y rotura y número de vueltas a rotura.

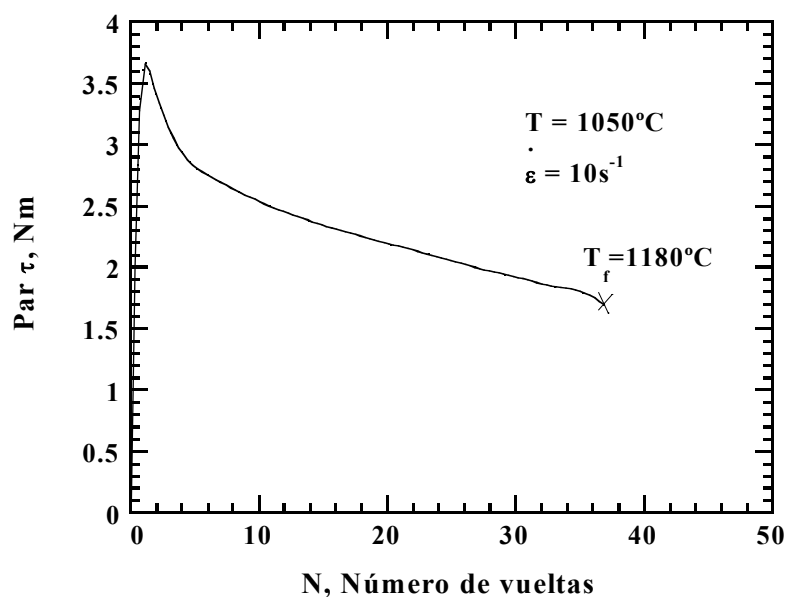


Figura 4.4. Par frente al número de vueltas correspondiente al ensayo de torsión realizado a 10 s^{-1} y 1050°C .

En la Figura 4.5 se muestra un ejemplo que ilustra la variación del par de torsión frente al número de vueltas en función de la velocidad de deformación de los ensayos de torsión realizados a una misma temperatura. La temperatura inicial de ensayo es $T = 1050^{\circ}\text{C}$, y las velocidades de deformación son $\dot{\epsilon} = 2, 5, 10$ y 26 s^{-1} . Se indica con una cruz el punto de rotura de cada probeta y la temperatura correspondiente. Se observa que el par (tensión) en el máximo aumenta con la velocidad de deformación y disminuye con la temperatura de ensayo, como ha sido observado en numerosas ocasiones^{40,34}. Por otro lado, se observa que, a partir del valor máximo, la tensión disminuye con el aumento de la deformación hasta que se produce la rotura. Únicamente para el ensayo realizado a 2 s^{-1} se alcanza un estado estacionario de tensiones para valores de N mayores que 10. Cabe decir que el comportamiento de la variación del par (tensión) con el número de vueltas, en función de la velocidad de deformación, para el resto de las temperaturas de ensayo fue análogo. Los resultados de los ensayos de torsión de otros autores muestran que la tensión de flujo a lo largo de la curva de torsión decrece cuando aumenta la temperatura y cuando disminuye la velocidad de deformación. En los ensayos realizados en el presente trabajo sólo se ha observado de manera clara esta dependencia de la tensión con la temperatura y la velocidad de deformación en los estados de máximo.

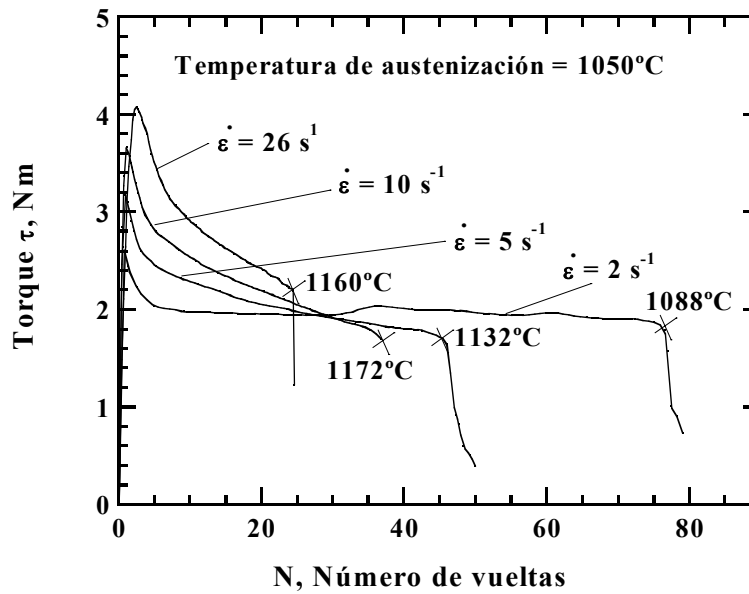


Figura 4.5. Influencia de la velocidad de deformación en las curvas del par frente al número de vueltas para los ensayos de torsión realizados a 1050°C y 2, 5, 10 y 26 s⁻¹.

4.2.2. RESISTENCIA MECÁNICA DEL ACERO UAC-1,3C. ANÁLISIS MEDIANTE LA ECUACIÓN DE FLUENCIA DE LEY POTENCIAL.

4.2.2.1. Mecanismos de deformación

Los resultados obtenidos en los ensayos de torsión se analizaron a partir de las ecuaciones constitutivas de la fluencia las cuales se ajustan a una ley de tipo potencial de la forma⁴⁷:

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{b}{d} \right)^p \exp \left(- \frac{Q_c}{RT} \right) \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (8)$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación en estado estacionario, A es una constante del material, n es el exponente de la tensión, p es el exponente del tamaño de grano, σ es la tensión, E es el módulo de Young, d es el tamaño de grano, b es el vector de Burgers, R es la constante de los gases, T es la temperatura absoluta y Q_c es la energía de activación para la fluencia.

El exponente de la tensión, n , representa la pendiente de las rectas de la velocidad de deformación en función de la tensión, ambas en escala logarítmica, para una temperatura constante y se puede obtener a partir de la siguiente expresión:

$$n = \left. \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \right|_{T, \varepsilon} \quad (9)$$

La sensibilidad a la velocidad de deformación, m , es la inversa del exponente de la tensión, n .

Las ecuaciones anteriores nos permiten analizar los datos obtenidos en los ensayos de torsión y caracterizar el comportamiento en fluencia en cada uno de los estados de deformación elegidos. En el presente trabajo se analizan los datos del acero UAC-1,3C obtenidos a partir de los ensayos de torsión en los estados de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$. En los estados de deformación de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ se tendrá en cuenta, especialmente, la contribución del calor adiabático que se genera durante el ensayo. El objetivo del análisis del comportamiento en fluencia en los estados $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ consiste en caracterizar, apropiadamente el estado estacionario y comparar los resultados con el estado de pico.

Para poder realizar este análisis se calcularon los valores de la tensión efectiva o equivalente, a partir de los valores del par de torsión. Para ello, se empleó la expresión de Fields y Backofen⁴⁸ que permite obtener el valor de la tensión de cizalla, a partir del par de torsión. Seguidamente, se empleó el criterio de fluencia de Von Mises que permite obtener los valores de la tensión equivalente, a partir de los valores de la tensión de cizalla. Por otro lado, para el cálculo de la deformación equivalente a partir de la deformación de cizalla se han empleado dos criterios diferentes, el de Von Mises⁴⁹ y el de Eichenger^{50,51}. Finalmente, se ha calculado el módulo de Young para cada temperatura, teniendo en cuenta la variación del mismo encontrada por Köster para un acero con un contenido en carbono de 0,9% en peso⁵². Las expresiones empleadas para el cálculo de todos los valores se indican en el capítulo de Procesado Experimental. En la Tabla 4.III se muestran los datos de tensión correspondientes a los máximos de las curvas de torsión del acero UAC-1,3C (estado de pico o máximo), junto con los valores de la temperatura inicial de ensayo, velocidad de deformación y módulo de Young corregido por la temperatura.

$T_0, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	$\sigma_{\text{máximo}}, \text{MPa}$	E, MPa	σ / E
900	2	157,3	95708	1,64E-03
900	10	205,2	95708	2,14E-03
900	26	220,7	95708	2,31E-03
950	2	121,1	90930	1,33E-03
950	10	159,7	90930	1,76E-03
950	26	178	90930	1,96E-03
1000	2	101,1	87111	1,16E-03
1000	5	114,6	87111	1,32E-03
1000	10	129,5	87111	1,49E-03
1000	26	142,1	87111	1,63E-03
1050	2	80,74	83965	9,62E-04
1050	5	97,19	83965	1,16E-03
1050	10	112,2	83965	1,34E-03
1050	26	125	83965	1,49E-03
1100	2	68,49	81117	8,44E-04
1100	5	79,24	81117	9,77E-04
1100	26	107,7	81117	1,33E-03
1150	2	55,32	78147	7,08E-04
1150	10	77,46	78147	9,91E-04
1150	26	91,21	78147	1,17E-03
1200	2	46,34	74646	6,21E-04
1200	10	67,6	74646	9,06E-04
1200	26	78,04	74646	1,05E-03

Tabla 4.III. Datos de los ensayos de torsión en el estado de deformación asociado al máximo.

Para el análisis del comportamiento en fluencia en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, se ha tenido en cuenta el efecto del aumento de la temperatura debido al calor adiabático generado durante el ensayo de torsión. Rauch y col.⁵³ han desarrollado una expresión que tiene en cuenta la transferencia de calor debido al fenómeno de la conducción y la convección. Estos autores desprecian la transferencia de calor por radiación suponiendo que la superficie de la probeta se encuentra pulida. La expresión obtenida por estos autores, así como otras similares requieren el conocimiento de las condiciones de temperatura del medio externo y de los puntos de la superficie de la probeta en función de la posición a lo largo del eje. Este método, aunque bastante exacto alargaría bastante los cálculos de la variación de la temperatura al mismo tiempo que requeriría de un conocimiento exhaustivo de las condiciones iniciales. Por ello, en el presente trabajo se ha empleado un método más sencillo para el cálculo del aumento de la temperatura debido al calor adiabático para los estados de deformación estudiados. Este método tiene en cuenta únicamente el trabajo calculado a partir

del área bajo las curvas tensión-deformación. El procedimiento de cálculo y los resultados de variación de la temperatura, obtenidos mediante dicho método, se exponen en el Apéndice A.

En las Tablas 4.IV y 4.V se muestran los valores de la tensión compensados por el módulo de Young, calculado a partir de la temperatura corregida por el calor adiabático y teniendo en cuenta la variación de E con la temperatura para un acero con un $0,9\%C^{52}$, en los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$, $\varepsilon = 5$, respectivamente. Se incluyen también los valores de la temperatura corregida por el calor adiabático. Se ha de tener en cuenta que, a efectos del análisis de fluencia, se seleccionaron y se representaron, únicamente, aquellos pares de datos (ε , σ/E) para los cuales la temperatura corregida por el calor adiabático osciló menos de $5\text{ }^{\circ}\text{C}$. En estos casos se consideró que la temperatura correspondiente de ensayo es el valor medio de las temperaturas corregidas por el calor adiabático. Se ha de tener en cuenta que un intervalo de $5\text{ }^{\circ}\text{C}$ se corresponde con el error asociado al termopar. Así pues, como se verá a continuación, las curvas de velocidad de deformación frente a la tensión compensada con el módulo de Young, se representan teniendo en cuenta dichas temperaturas medias en lugar de las temperaturas iniciales de ensayo. Por otro lado, los pares de datos (ε , σ/E), para los cuales la temperatura corregida por el calor adiabático varió más de 5°C , con respecto al resto de las temperaturas corregidas, se indican en las tablas mediante un asterisco. Dichos datos no se pudieron agrupar junto con otros datos de tensión y velocidad de deformación, para una temperatura media, y, por tanto, no se utilizarán para el análisis del comportamiento en fluencia del acero UAC-1,3C en los estados de deformación de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$.

T ₀ , °C	T _{ε=2} , °C	T _{ε=2} media, °C	T _{ε=2} , K	$\dot{\varepsilon}$, s ⁻¹	σ _{ε=2} , MPa	E, MPa	σ / E
900*	914	914	1187	2	125,3	93699	1,337E-03
900*	923	923	1196	10	164,5	93116	1,767E-03
900*	936	936	1209	26	202,4	92232	2,194E-03
950*	953	953	1226	2	97,7	91111	1,072E-03
950	970	969	1243	10	132,2	89919	1,470E-03
950	968		1241	26	165,7	90046	1,840E-03
1000	1002	1003	1275	2	83,2	87791	9,477E-04
1000	1004		1277	5	98,68	87644	1,126E-03
1000	1003		1276	26	136,03	87715	1,551E-03
1000*	1014	1014	1287	10	112,5	86939	1,294E-03
1050	1051	1054	1324	2	71,2	84415	8,434E-04
1050	1056		1329	5	85,18	84133	1,012E-03
1050	1055		1328	26	121,8	84187	1,447E-03
1050*	1060	1060	1333	10	103,7	83838	1,237E-03
1100	1102	1102	1375	2	62,7	81019	7,739E-04
1100	1104		1377	5	71,58	80869	8,851E-04
1100	1102		1375	26	105,9	81001	1,307E-03
1150	1151	1152	1424	2	49,4	77691	6,359E-04
1150	1153		1426	10	73,7	77568	9,501E-04
1150	1152		1425	26	89,74	77629	1,156E-03
1200	1200	1202	1473	2	41,4	74334	5,569E-04
1200	1204		1477	10	65,8	74084	8,882E-04
1200	1202		1475	26	76,57	74200	1,032E-03
*La temperatura corregida por el calor adiabático difirió considerablemente de los valores de temperatura media. Los datos de tensión y velocidad de deformación no se usan en el análisis de fluencia.							

Tabla 4.IV. Datos derivados de los ensayos de torsión en el estado de deformación $\varepsilon = 2$.

T ₀ , °C	T _{ε=5} , °C	T _{ε=5 media} , °C	T _{ε=5} , K	$\dot{\varepsilon}$, s ⁻¹	σ, MPa	E, Mpa	σ / E
900*	936	936	1209	2	105,90	92211	1,15E-03
900*	1088	1088	1361	26	127,29	81923	1,55E-03
900	962	959	1235	10	121,21	90502	1,34E-03
950	957		1230	2	89,00	90837	9,80E-04
950	1007	1004	1280	10	107,52	87436	1,23E-03
1000	1004		1277	2	74,95	87614	8,55E-04
1000	1010		1283	5	86,78	87196	9,95E-04
1000*	1041	1041	1314	10	95,69	85121	1,12E-03
1000	1055	1054	1328	26	110,07	84159	1,31E-03
1050	1054		1327	2	66,03	84255	7,84E-04
1050*	1066	1066	1339	5	76,88	83449	9,21E-04
1050	1079	1081	1352	10	86,45	82524	1,05E-03
1050	1083		1356	26	100,50	82260	1,22E-03
1100	1104	1109	1377	2	57,73	80828	7,14E-04
1100	1112		1385	5	64,75	80338	8,06E-04
1100	1111		1384	26	91,22	80393	1,13E-03
1150	1152	1157	1425	2	47,83	77584	6,17E-04
1150	1158		1431	10	65,08	77206	8,43E-04
1150	1161		1434	26	80,08	77012	1,04E-03
1200*	1201	1201	1474	2	39,53	74277	5,32E-04
1200	1213	1215	1486	10	59,00	73505	8,03E-04
1200	1218		1491	26	70,64	73113	9,66E-04
*La temperatura corregida por el calor adiabático difirió considerablemente de los valores de temperatura media. Los datos de tensión y velocidad de deformación no se usan en el análisis de fluencia.							

Tabla 4.V. Datos derivados de los ensayos de torsión en el estado de deformación $\varepsilon=5$.

En las Figuras 4.6, 4.7 y 4.8 se muestran las gráficas de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young corregido para un contenido en carbono de 0,9 según el criterio de Koster⁵² y calculado a partir de la temperatura corregida por el calor adiabático, en los estados de pico, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, respectivamente. Los resultados se muestran en escala logarítmica. Como se ha comentado anteriormente, para los estados de deformación de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, no se han representado los datos de la velocidad de deformación en función de la tensión compensada por el módulo de Young a las temperaturas iniciales de ensayo, sino a las temperaturas corregidas por el calor adiabático (Figuras 4.7 y 4.8). En estos casos, se representaron solo aquellos pares de datos experimentales, $(\varepsilon, \sigma/E)$, cuya temperatura corregida por el calor adiabático osciló menos de 5°C (ver Tablas 4.IV y 4.V).

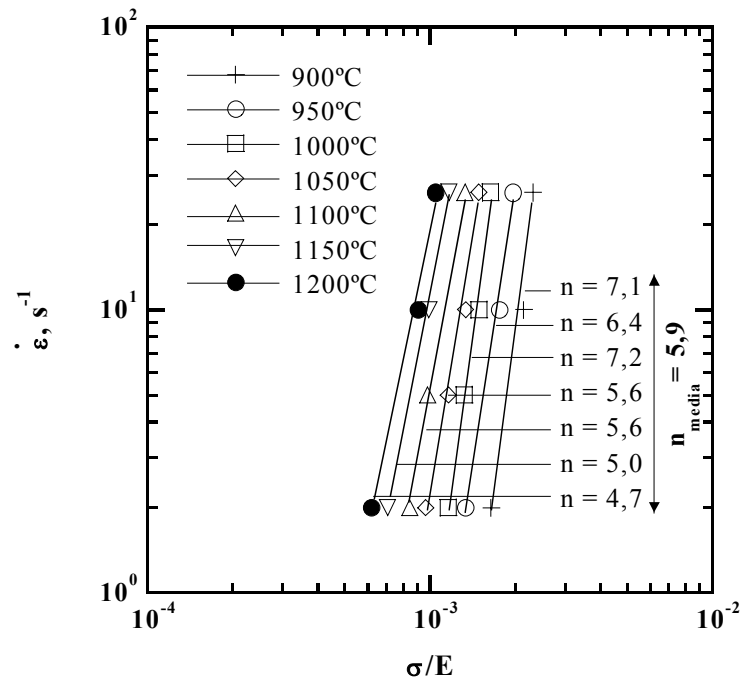


Figura 4.6. Datos de torsión en el pico representados como la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young.

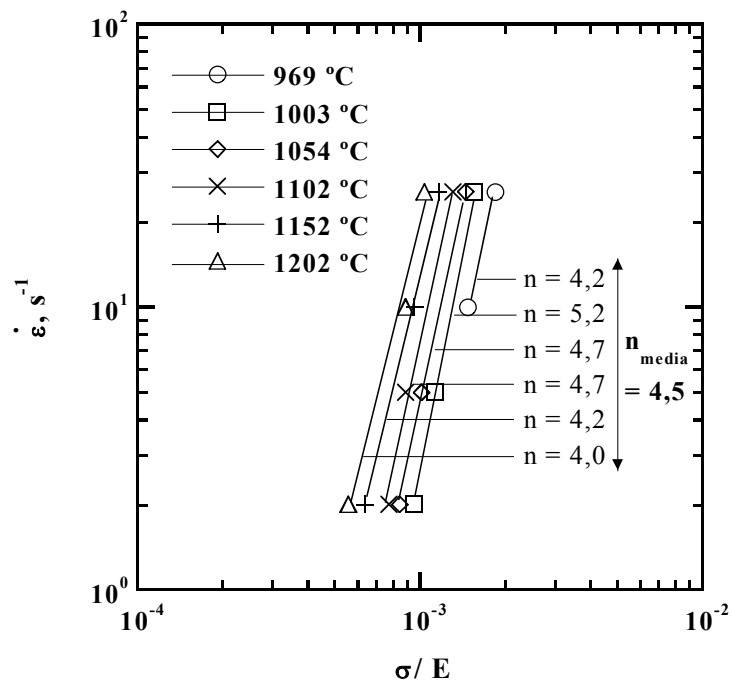


Figura 4.7. Datos de torsión en el estado $\epsilon = 2$, a las temperaturas corregidas por el calor adiabático, representados como la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young.

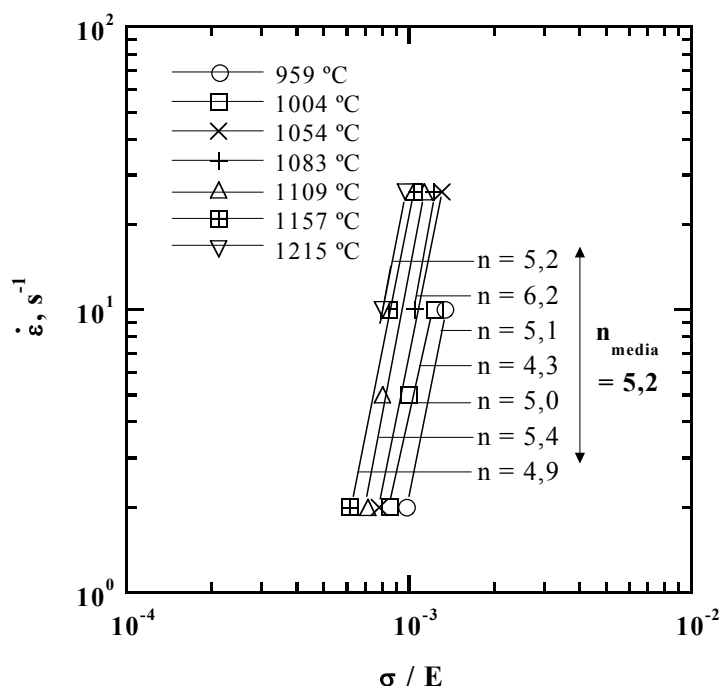


Figura 4.8. Datos de torsión en el estado $\varepsilon = 5$, a las temperaturas corregidas por el calor adiabático, representados como la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young.

En las Figuras 4.6, 4.7 y 4.8 se muestra el valor del exponente de la tensión para cada temperatura, así como el valor medio obtenido. Estos valores medios de n fueron 5,9, 4,5 y 5,2, respectivamente, para los estados de pico, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$. En general, los valores del exponente de la tensión, n , son bastante uniformes para todo el rango de temperaturas y están comprendidos en el intervalo de 4,0 a 6. Únicamente en el estado de pico se observan exponentes de la tensión ligeramente mayores (alrededor de 7) para bajas temperaturas y, por tanto, altas tensiones. No obstante, dado el escaso rango de variación en los valores de n para el intervalo de temperaturas estudiado, se puede considerar dicha variación dentro del rango permitido por el error intrínseco asociado al ensayo. Así pues, el valor del exponente de la tensión en cada uno de los tres estados de deformación se puede aproximar a un valor medio de alrededor de 5. A priori, un valor del exponente de la tensión de 5 se asocia, en la aproximación de la teoría potencial, con un mecanismo de deformación por movimiento de dislocaciones, en el cual el parámetro microestructural que controla la velocidad de deformación de fluencia es el tamaño de subgrano²⁰. En este mecanismo la dependencia con el tamaño de grano es nula ($p = 0$)²⁸. El tamaño de subgrano tiene una dependencia con la tensión dada por la ecuación:

$$\frac{\lambda}{b} = A \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{-1} \quad (10)$$

donde A toma los valores 4 y 8 para muchos materiales^{25,54}. En el caso de los materiales de ultraalto contenido en carbono esta constante es 4⁵⁴.

4.2.2.2. Procesos de fluencia por movimiento de dislocaciones: cálculo de la energía de activación

La energía de activación, Q, se ha medido a partir de los datos experimentales de las Figuras 4.6, 4.7 y 4.8 para un valor constante de la velocidad de deformación. Las velocidades de deformación elegidas fueron las empleadas en los ensayos de torsión, $\dot{\varepsilon} = 2 \text{ s}^{-1}$, 5 s^{-1} , 10 s^{-1} y 26 s^{-1} . De esta manera, se ha pretendido utilizar el mayor número de datos experimentales posibles sin necesidad de extrapolar. Esto ha sido posible solo en el caso de los datos en el estado de máximo. En los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ sólo se pudieron utilizar aquellos pares de datos experimentales ($\dot{\varepsilon}$, σ), para los cuales la temperatura corregida por el calor adiabático fue similar, y que se representaron en las Figuras 4.7 y 4.8. En las Tablas 4.IV y 4.V se muestran con un asterisco los datos experimentales no utilizados. En estos casos, los datos de σ/E necesarios para el cálculo de Q se obtuvieron a partir de la interpolación o extrapolación a partir de los puntos de las curvas de las Figuras 4.7 y 4.8.

La expresión para el cálculo de la energía de activación de fluencia se obtuvo mediante la ecuación de la ley potencial según se indica a continuación. Si suponemos dos estados caracterizados por los parámetros: velocidad de deformación constante, $\dot{\varepsilon}$, temperatura T_1 y T_2 y tensión σ_1 y σ_2 , respectivamente, las ecuaciones que relacionan dichos parámetros en cada uno de los estados son:

$$\dot{\varepsilon} = A \left(\frac{\sigma_1}{E_1} \right)^n \exp \left(- \frac{Q_c}{RT_1} \right) \quad (11)$$

$$\dot{\varepsilon} = A \left(\frac{\sigma_2}{E_2} \right)^n \exp \left(- \frac{Q_c}{RT_2} \right) \quad (12)$$

Si tomamos logaritmos en ambos lados de las ecuaciones (11) y (12) y restamos una de otra se obtiene:

$$0 = \ln\left(\frac{\sigma_1}{E_1}\right)^n - \ln\left(\frac{\sigma_2}{E_2}\right)^n - \frac{Q_c}{RT_1} + \frac{Q_c}{RT_2} \quad (13)$$

y finalmente tomando factor común Q_c y despejando obtenemos la siguiente expresión para la energía de activación:

$$Q_c = n \cdot R \left[\frac{\Delta \ln\left(\frac{\sigma}{E}\right)}{\Delta\left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\varepsilon, \text{microestructura}} \quad (14)$$

donde R es la constante de los gases perfectos y n es el exponente de la tensión promedio en cada estado de deformación. El valor del cociente de la expresión entre corchetes se calcula a partir de la pendiente de las rectas del logaritmo de la tensión compensada con el módulo de Young frente al inverso de la temperatura.

En las Figuras 4.9, 4.10 y 4.11 se representa el logaritmo de σ/E (E calculado a partir de la temperatura corregida por el calor adiabático) en función del inverso de la temperatura, a las velocidades de deformación ensayadas, 2, 5, 10 y 26 s^{-1} , en los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, respectivamente. En la Figura 4.9 se observa que la energía de activación en el estado de máximo varía desde 221 kJ/mol hasta 275 kJ/mol, es decir, 50 kJ/mol, lo cual se puede considerar como un intervalo de variación aceptable de acuerdo con el error del ensayo. El valor medio de la energía de activación es de 249 kJ/mol. Este valor es prácticamente igual al de la energía de activación para la auto-difusión del hierro en la austenita, 225 kJ/mol²⁶. Esto es consistente con lo observado experimentalmente en muchos materiales puros en los que la energía de activación para la fluencia es igual a la energía de auto-difusión a través de la red⁸.

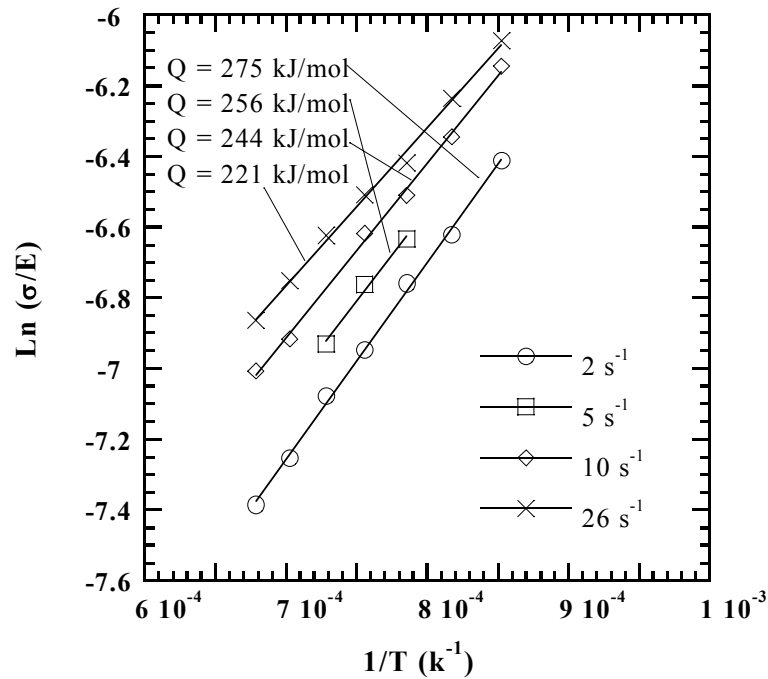


Figura 4.9. Logaritmo de la tensión, en máximo, compensada por el módulo de Young frente al inverso de la temperatura para $\dot{\varepsilon} = 2, 5, 10$ y 26 s^{-1} .

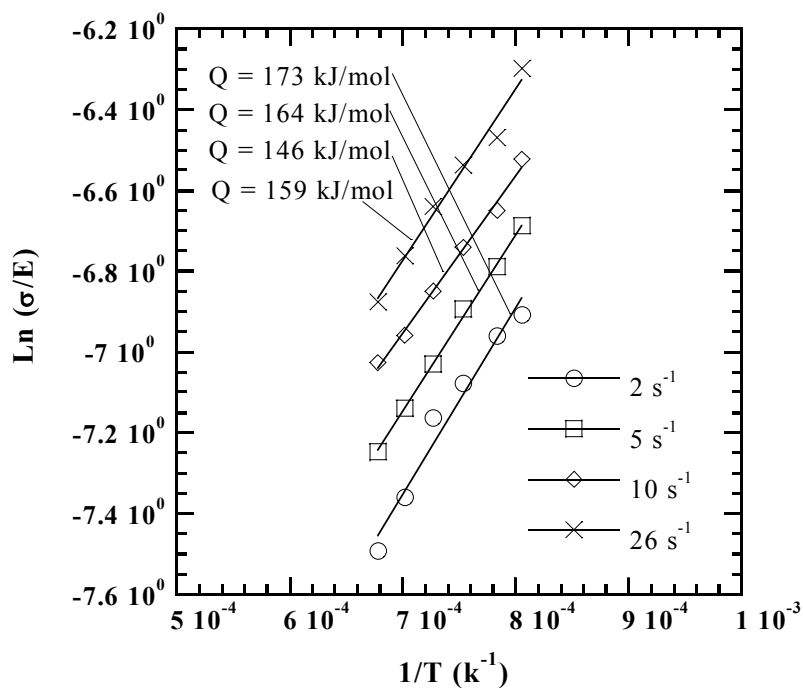


Figura 4.10. Logaritmo de la tensión, en $\varepsilon = 2$, compensada por el módulo de Young frente al inverso de la temperatura corregida por el calor adiabático para $\dot{\varepsilon} = 2, 5, 10$ y 26 s^{-1} .

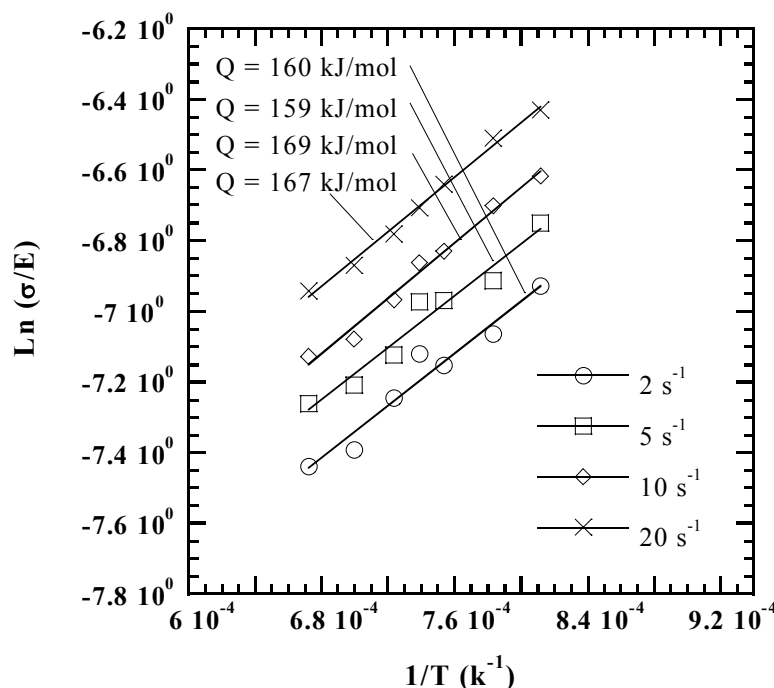


Figura 4.11. Logaritmo de la tensión, en $\varepsilon = 5$, compensada por el módulo de Young frente al inverso de la temperatura corregida por el calor adiabático para $\varepsilon = 2, 5, 10$ y 20 s^{-1} .

Los valores de Q obtenidos en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ apenas variaron con la velocidad de deformación. Dichos valores son prácticamente iguales en ambos estados. Así, en el estado $\varepsilon = 2$ el valor medio de la energía de activación es de 160 kJ/mol y en el estado $\varepsilon = 5$ es de 164 kJ/mol. Estos valores son similares a los de la energía de activación asociada a los procesos de difusión de vacantes para Fe_γ a lo largo de las fronteras de grano (Q_{fg})^{27,55} y a los de la energía de activación asociada a los procesos de difusión de vacantes a lo largo de las dislocaciones (Q_d)⁵⁶.

4.2.2.3. Comparación de la resistencia del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones férreas

Los resultados de resistencia mecánica obtenidos en el acero UAC-1,3C-0,07Cr mediante los ensayos de torsión se compararon con los obtenidos en otros tres materiales. El análisis de las resistencias mecánicas se realizó en el estado de pico y para una velocidad de deformación típica de las empleadas durante el procesado de materiales a alta temperatura. Así pues, la velocidad elegida fue de 10 s^{-1} . Los tres materiales seleccionados fueron: un acero de alta resistencia de medio contenido en carbono y bajo contenido en aleantes (HSLA)⁵⁷

(0,3%C, 0,1%V, y 0,017%N), un acero inoxidable AISI 304⁵⁸ (19%Cr, 10%Ni), y un acero UAC-1,8C-1,6Al-1,5Cr⁵⁹.

En la Figura 4.12 se muestra una gráfica en la que se representa la tensión de fluencia asociada al pico de la curva de torsión, para una velocidad de deformación de $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ y para cada uno de los cuatro materiales, en función de la temperatura. Se observa que los aceros de alto contenido en carbono poseen menor resistencia mecánica que los aceros de bajo contenido en carbono e inoxidable. El material que presenta menor resistencia mecánica es el acero UAC-1,3C.

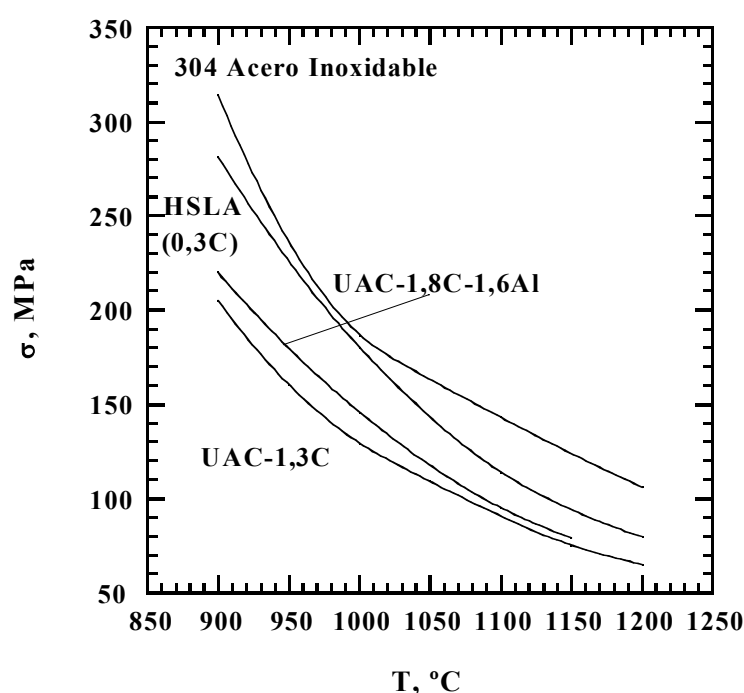


Figura 4.12. Resistencia mecánica frente a la temperatura de ensayo para $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ para los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA y AISI-304.

4.2.2.4. Ductilidad del acero UAC-1,3C

Los datos de ductilidad de un material a altas temperaturas y velocidades de deformación nos indican los valores máximos de deformación que se pueden alcanzar durante el procesamiento de un material antes de alcanzar el agrietamiento del mismo. En general, la deformación que se alcanza durante el ensayo de torsión es mucho mayor que la que se obtiene en otros ensayos mecánicos, como son el ensayo de tracción o compresión. Esto se

debe a la ausencia de fenómenos, tales como la estricción y abarilamiento, típicos del ensayo de tracción o compresión, respectivamente. Por ello, es necesario la utilización de un criterio que permita la obtención, a partir del valor de la deformación de cizalla, de un valor de la deformación equivalente comparable, para bajos valores de la deformación, con los valores de deformación equivalente obtenidos, a partir de ensayos de tracción, compresión, etc, y dentro del rango de las deformaciones normalmente alcanzadas durante los procesos de conformado industrial. En la literatura se proponen diferentes criterios que permiten obtener los valores de deformación equivalente a partir de la deformación de cizalla en torsión. Entre ellos, destacan los modelos de Von Mises o Tresca, los cuales se ajustan bien, para deformaciones pequeñas, a los valores de deformación equivalente obtenidos en los ensayos de tracción, compresión, etc, mientras que para deformaciones de cizalla elevadas dan lugar a deformaciones equivalentes prácticamente inalcanzables en los procesos de conformado industriales⁶⁰. En el presente trabajo se ha elegido el criterio de Eichenger y Siebel⁵¹ como modelo a la hora de calcular el valor de la deformación equivalente a partir del valor de la deformación de cizalla. Las fórmulas empleadas para el cálculo de la deformación según el criterio de Eichenger se indican en el capítulo de Procesado Experimental. A diferencia del modelo de Von Mises o el modelo de Tresca, el modelo de Eichenger da lugar a una contracción de los valores de la deformación equivalente, para valores elevados de la deformación de cizalla, los cuales se ajustan mejor a los valores de deformación que se obtienen en la industria. En el estudio de ductilidad realizado se han calculado los valores de ductilidad en todo el rango de velocidades de deformación ensayado.

En la Figura 4.13 se muestra la ductilidad en torsión del acero UAC-1,3C para cada velocidad de deformación en función de la temperatura de ensayo. Se observa que la ductilidad varía con la velocidad de deformación y la temperatura. En general, dado un valor constante de la velocidad de deformación, la ductilidad alcanza el máximo para un valor intermedio del rango de temperaturas ensayado, alrededor de 1000°C.

Por otro lado, para comprobar la influencia de la velocidad de deformación en la ductilidad del acero UAC-1,3C, se representó el número de vueltas a rotura en función de la velocidad de deformación para todas las temperaturas de ensayo (Figura 4.14). Se observa claramente que, dada una temperatura de ensayo, la ductilidad del material disminuye al aumentar la velocidad de deformación.

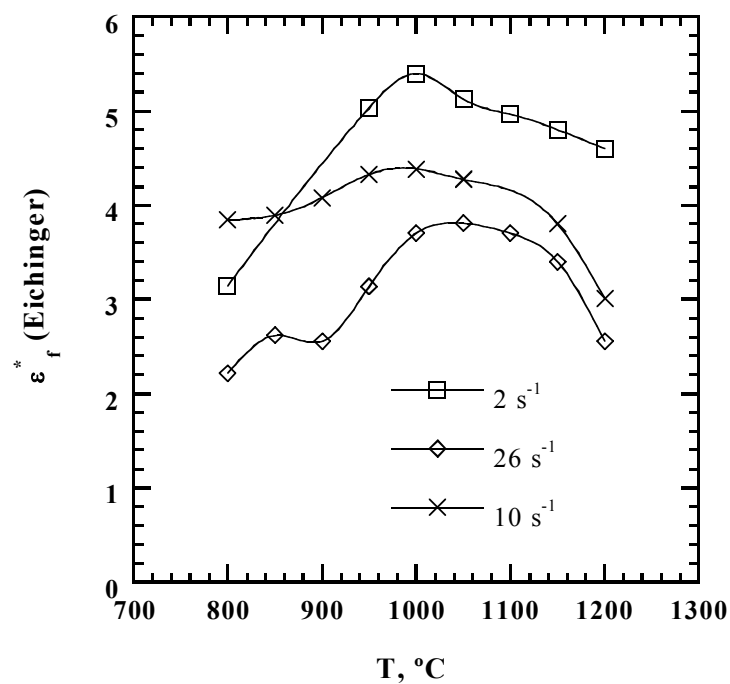


Figura 4.13. Representación de la deformación de Eichenger a rotura frente a la temperatura inicial de ensayo para $\dot{\epsilon} = 2, 10$ y 26 s^{-1} en el acero UAC-1,3C.

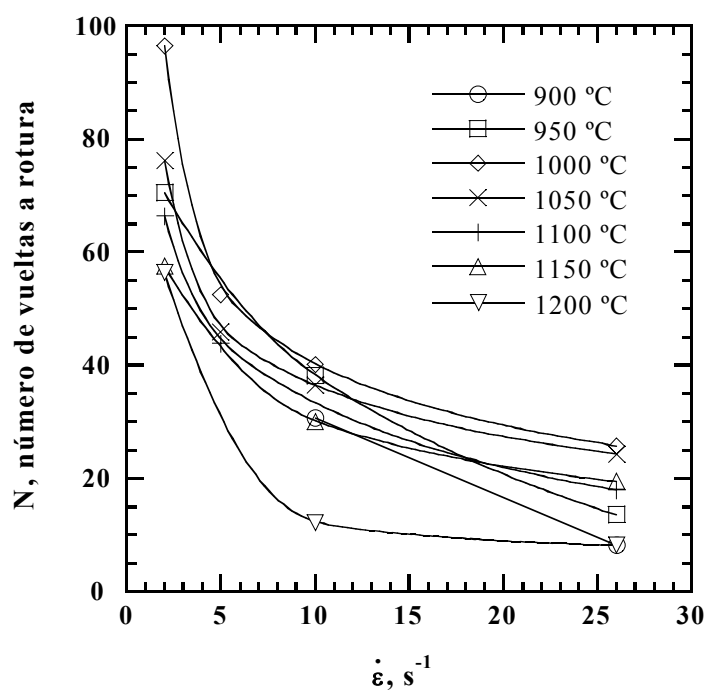


Figura 4.14. Representación del número de vueltas a rotura frente a la velocidad de deformación para las temperaturas iniciales de ensayo del acero UAC-1,3C.

4.2.2.5. Comparación de la ductilidad del acero UAC-1,3C con la de otras aleaciones férreas

Las ductilidades de los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA y AISI 304 en función de la temperatura de ensayo para la velocidad de deformación de 10 s^{-1} se muestran en la Figura 4.15. Se observa que el acero UAC-1,3C presenta los mayores valores de ductilidad en el rango de temperaturas desde 750°C hasta 1150°C . A continuación, en orden decreciente de ductilidad, se encuentran el acero de alta resistencia y bajo contenido en carbono, seguido del acero austenítico inoxidable 304. Los valores de ductilidad más bajos se obtuvieron para el acero UAC-1,8C. Por otro lado se observa que la temperatura a la cual se encuentra el máximo de ductilidad en los aceros de ultraalto contenido en carbono es alrededor de 100°C inferior a la de los aceros de bajo o medio contenido en carbono⁵⁹. Así pues, en los materiales de alto contenido en carbono el máximo de ductilidad se obtuvo en el intervalo de temperaturas entre 1000°C y 1100°C , mientras que en los materiales de bajo o medio carbono el máximo de ductilidad se encontró a las temperaturas máximas de ensayo del orden de 1200°C .

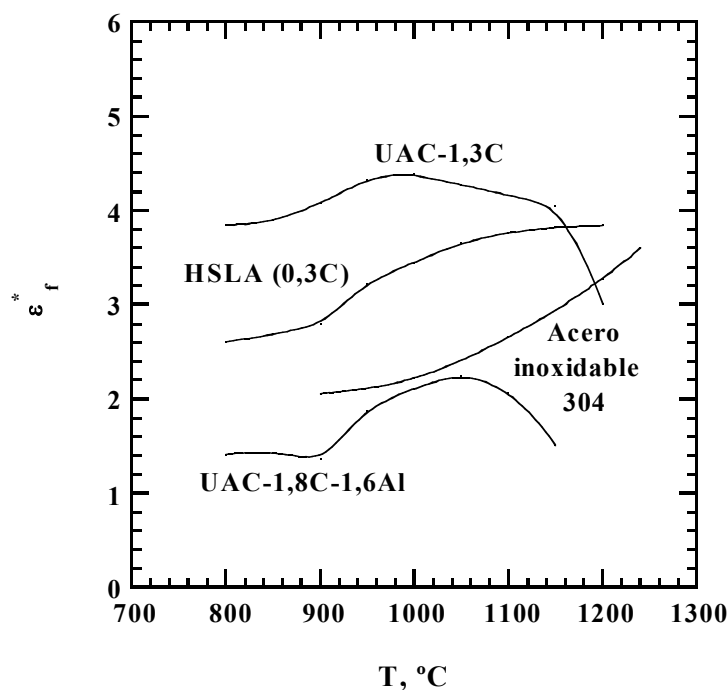


Figura 4.15. Deformación de Eichenger a rotura frente a la temperatura inicial de ensayo para $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ de los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA y AISI-304.

Al igual que se realizó en el apartado anterior, se ha representado la ductilidad de los aceros UAC-1,8C, HSLA y AISI 304 en función de la velocidad de deformación y para todas las temperaturas de ensayo (Figuras 4.16, 4.17 y 4.18, respectivamente). Al igual que para el acero UAC-1,3C, el acero de ultraalto contenido en carbono UAC-1,8C muestra que la ductilidad disminuye con la velocidad de deformación. No obstante, hemos de tener en cuenta que los valores de ductilidad obtenidos en el acero UAC con 1,8% C son del orden de 10 veces inferiores a los obtenidos en el acero UAC con 1,3% C. La ductilidad del acero de alta resistencia y bajo contenido en carbono (HSLA) aumenta con la velocidad de deformación. Mientras que la ductilidad del acero inoxidable (AISI 304) aumenta hasta un máximo situado a velocidades de deformación en el entorno de $5 \text{ a } 10 \text{ s}^{-1}$ para, a continuación, disminuir a medida que sigue aumentando la velocidad de deformación. A partir de los resultados obtenidos en las Figuras 4.14, 4.16, 4.17 y 4.18, se deriva que los materiales que muestran mejor comportamiento en ductilidad con respecto a la velocidad de deformación son el acero UAC-1,3%C y el acero HSLA. Teniendo en cuenta esto, se ha representando en la Figura 4.19 el valor del número de vueltas a rotura de los aceros UAC-1,3C y HSLA en función de la velocidad de deformación para una temperatura de 1000°C . Se observa que valores de ductilidad de ambos materiales coinciden para un valor de la velocidad de deformación de unos 6 s^{-1} .

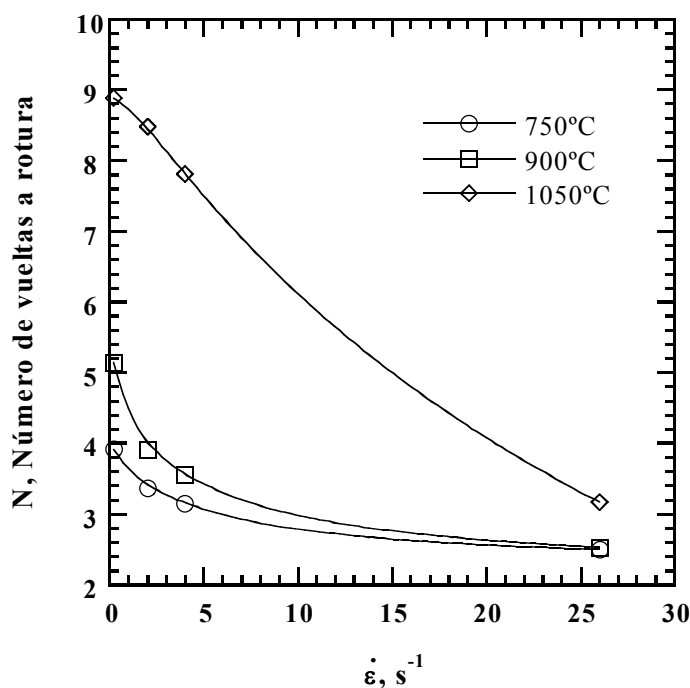


Figura 4.16. Número de vueltas a rotura frente a la velocidad de deformación para las temperaturas iniciales de ensayo del acero UAC-1,8C.

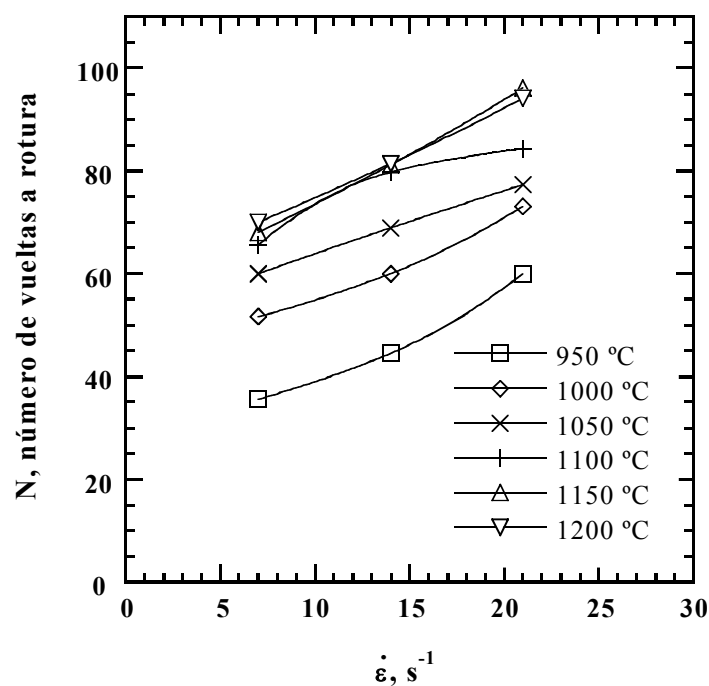


Figura 4.17. Número de vueltas a rotura frente a la velocidad de deformación para las temperaturas iniciales de ensayo del acero HSLA.

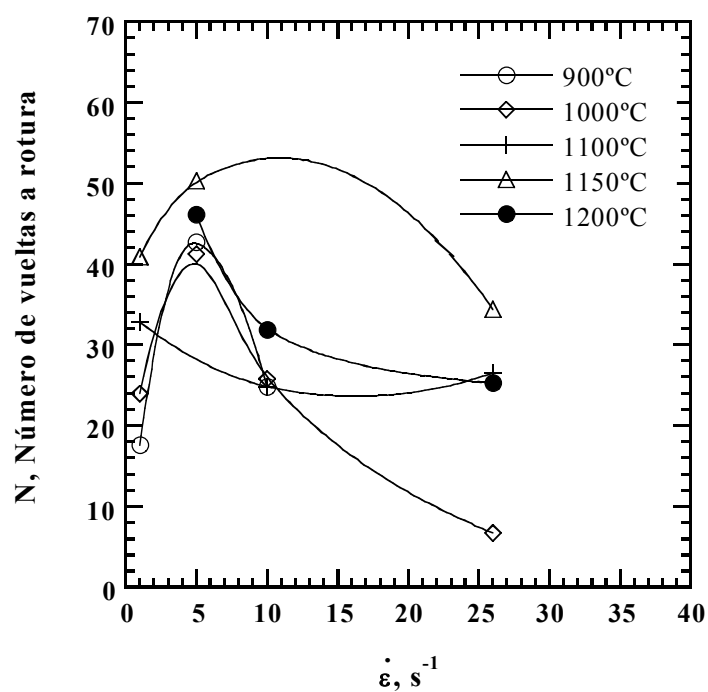


Figura 4.18. Número de vueltas a rotura frente a la velocidad de deformación para las temperaturas iniciales de ensayo del acero AISI-304.

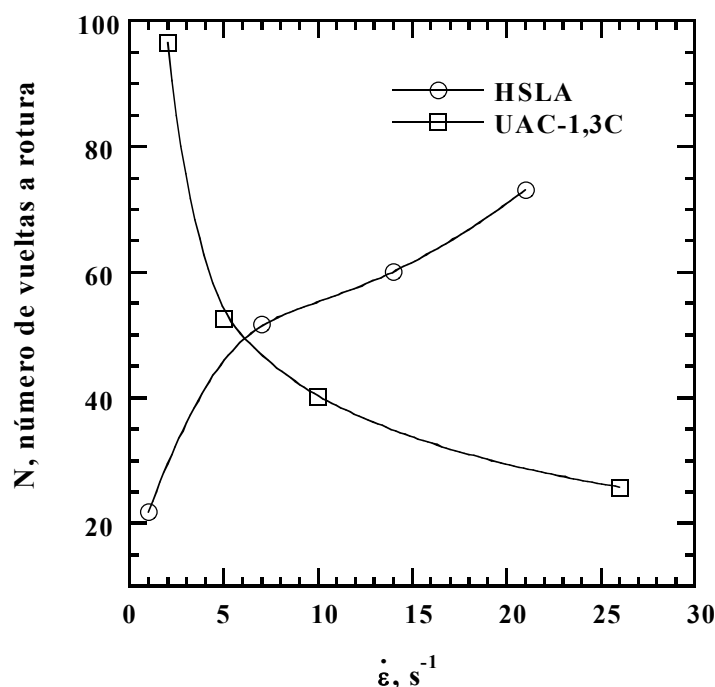


Figura 4.19. Comparación del número de vueltas a rotura frente a la velocidad de deformación a 1050°C de los aceros UAC-1,3C y HSLA.

4.2.2.6. Resistencia mecánica del acero UAC-1,3C. Análisis mediante la ecuación de Garofalo

Los valores de los parámetros Q , α , n y A se han obtenido en los tres estados de deformación (máximo, $\epsilon = 2$ y $\epsilon = 5$) a partir de los datos de tensión, velocidad de deformación y temperatura corregida por el calor adiabático. Para ello, se ha empleado un método de cálculo previamente desarrollado por otros autores y que consta de tres algoritmos matemáticos^{39,61}. En primer lugar, mediante una regresión reiterada multivariante por planos de las superficies de R^3 obtenida a partir de los datos de velocidad de deformación, tensión y temperatura, se obtienen unos valores iniciales. Un segundo bloque de algoritmos realiza un ajuste por mínimos cuadrados no lineales de los valores iniciales, previamente calculados usando una corrección para el método de Gauss-Newton modificado. Finalmente se encadena un grupo de programas que permiten iterar, a partir de la solución del programa no lineal, acercándose por líneas en R^2 hasta alcanzar el óptimo^{39,62}.

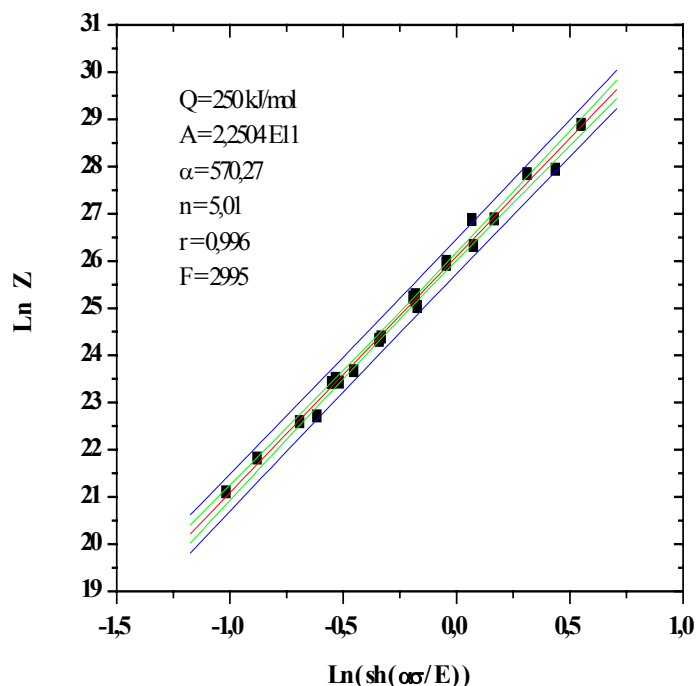


Figura 4.20. Logaritmo del parámetro de Zener-Hollomon en función de $\text{Ln}(\text{Sh}(\alpha\sigma/E))$ en el estado de máximo.

En las Figuras 4.20, 4.21 y 4.22 se representan los datos experimentales mediante el logaritmo neperiano de Z frente a $\text{Ln}(\sinh(\alpha\sigma/E))$, en el estado de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, respectivamente. Al mismo tiempo, se muestran los valores de los parámetros Q , α , n y A , junto con el valor de los parámetros estadísticos, coeficiente de correlación r y coeficiente F de Snedecor*. En los tres estados de deformación analizados el valor del coeficiente de correlación, r , muestra al menos dos nueves como las dos primeras cifras significativas, lo cual es indicativo de la bondad del ajuste realizado. El valor del coeficiente F de Snedecor disminuye conforme aumenta el estado de deformación. El aumento del coeficiente F de

* Parámetro estadístico que indica la coherencia entre la ley escogida para representar un fenómeno y el comportamiento de las variables que lo definen, dado por los puntos de ensayo. En general, dado un conjunto de ensayos y un número de variables, se calcula un valor teórico del parámetro F de Snedecor en función del número de grados de libertad, del número de puntos de ensayo y de la diferencia de los dos valores anteriores. Dicho valor teórico depende también del intervalo de confianza elegido para representar el fenómeno. Por otro lado, se calcula un valor experimental de la F de Snedecor, a partir de los puntos obtenidos. Dado un valor teórico de la F de Snedecor, la coherencia entre la ley escogida para representar el fenómeno y el comportamiento de las variables que lo definen aumenta con el valor experimental de la F de Snedecor. En el presente estudio, el valor teórico obtenido de la F de Snedecor, para un número de grados de libertad de 3 y un número de puntos de ensayo de 68, es de 9.

Snedecor indica la coherencia del modelo con los datos experimentales. Se muestran también las líneas de tendencia en color verde y las bandas de confianza al 95% en color azul.

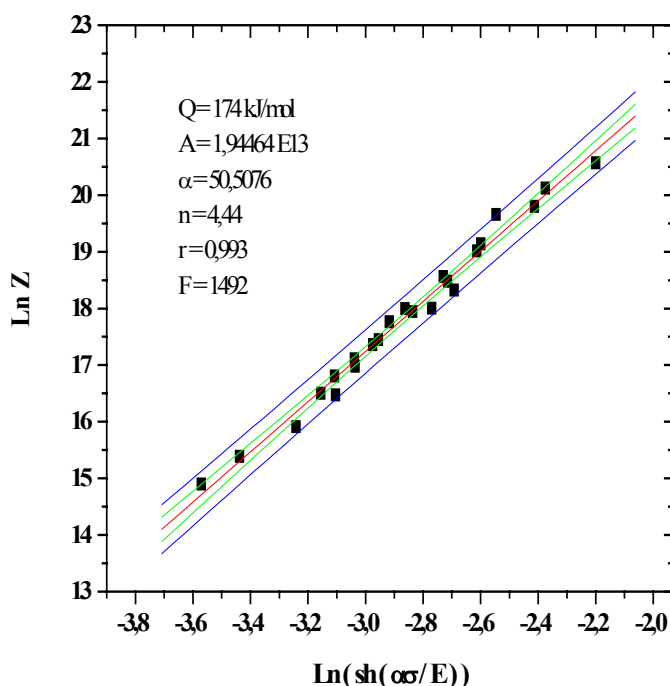


Figura 4.21. Logaritmo del parámetro de Zener-Hollomon en función de $\text{Ln}(\text{Sh}(\alpha\sigma/E))$ en el estado de $\varepsilon = 2$. Validez de la ecuación de Garofalo.

Las gráficas de las Figuras 4.20, 4.21 y 4.22 indican que la ecuación fenomenológica de Garofalo se ajusta bastante bien a los datos experimentales de los tres estados de deformación analizados. Los valores del parámetro n y Q son prácticamente idénticos a los que se obtuvieron anteriormente mediante el análisis de la ecuación potencial. Los valores del exponente del seno hiperbólico, n , obtenidos mediante la ecuación de Garofalo en los estados de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ son de 5,01; 4,44 y 4,58; respectivamente. Los valores de la energía de activación aparente, Q , son de 250 kJ/mol, 174 kJ/mol y 168 kJ/mol, respectivamente. Como se observa, ambos parámetros evolucionan en el mismo sentido que lo hacen el exponente de la tensión, n , y la energía de activación aparente, Q , obtenidos a partir del análisis mediante la ecuación de la ley potencial. Dichos valores en los estados de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ fueron de 5,94, 4,5 y 5,2 y 249 kJ/mol, 160 kJ/mol y 164 kJ/mol, respectivamente.

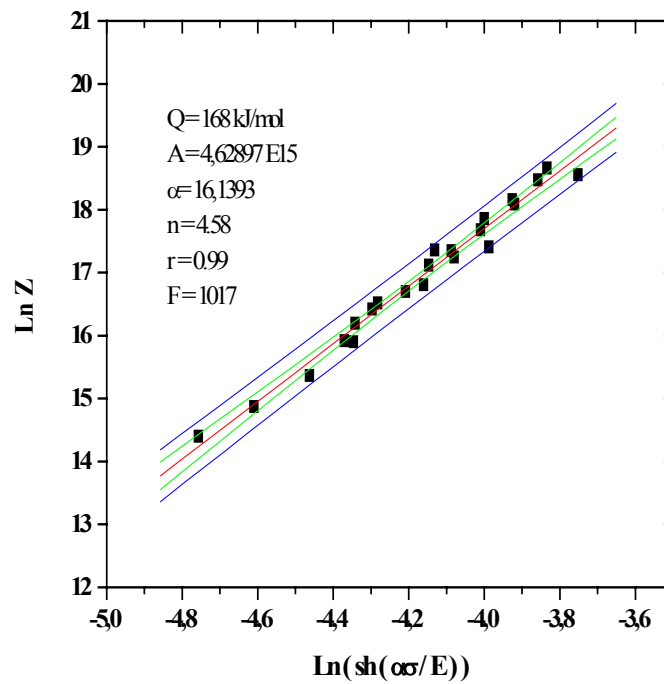


Figura 4.22. Logaritmo del parámetro de Zener-Hollomon en función de $\ln(\text{Sh}(\alpha\sigma/E))$ en el estado de $\varepsilon = 5$. Validez de la ecuación de Garofalo.

4.3. DISCUSIÓN

4.3.1. ESTADO ESTACIONARIO EN LAS CURVAS DE TORSIÓN

El análisis de los datos de tensión, velocidad de deformación y temperatura a través de las ecuaciones constitutivas de la fluencia plástica se debe aplicar únicamente en la situación de estado estacionario o cuasi-estacionario. En esta situación, la microestructura final alcanzada es independiente de la microestructura inicial de partida (tamaño de grano) y de la deformación. O lo que es lo mismo, el tamaño de grano final no depende del tamaño de grano inicial, sino de los parámetros de ensayo (velocidad de deformación y temperatura)^{40,63}. En la situación de estado estacionario, se puede despreciar el parámetro de deformación y establecer una relación entre los parámetros velocidad de deformación, temperatura y tensión, por medio de las ecuaciones fenomenológicas como son las ecuaciones de ley potencial y la ecuación de Garofalo. Dichas ecuaciones permiten determinar los valores de la variable tensión en un rango más o menos amplio de las otras dos variables (velocidad de deformación y temperatura).

En este sentido, no parece ajustarse adecuadamente a lo anterior el análisis de los datos de fluencia en el estado asociado al máximo de la curva de torsión, dado que, a priori, la microestructura del material empieza a variar, precisamente, en las inmediaciones de dicho estado^{64,65}. No obstante, los trabajos consultados en la literatura muestran que es en el estado de pico o máximo en el que se suele realizar, generalmente, el análisis del comportamiento de fluencia de los materiales³⁶. En el presente trabajo se asumirá que en el estado de máximo las diferencias microestructurales para los diferentes ensayos de torsión son mínimas y que, por tanto, podemos considerar una situación de estado cuasi-estacionario. Por otro lado, desde el punto de vista industrial y de diseño del conformado de un material, el estudio del estado asociado al máximo de las curvas de torsión permite determinar los esfuerzos o tensiones máximas a que pueden ser sometidas las piezas del material, durante el procesado del mismo. Esto, por otro lado, repercute a la hora de diseñar o seleccionar los equipos o herramientas a emplear en el procesado del material, como son rodillos, planchas, etc.

En general, durante el ensayo de torsión en caliente de un material, la tensión aumenta, inicialmente, hasta un máximo y a continuación decae progresivamente hasta alcanzar un

valor constante de la tensión, que no varía significativamente con la deformación^{66,67}. En esta situación en la que la curva tensión deformación dibuja una plataforma de tensión constante, se dice que se ha alcanzado la situación de estado estacionario⁴⁶. El aumento inicial de la tensión se debe a los procesos de endurecimiento por deformación, durante los cuales la densidad de dislocaciones aumenta y se dificulta el movimiento de las mismas. Por otro lado, la disminución progresiva de la tensión, una vez alcanzado el pico, se debe a los procesos de recrystalización dinámica⁶⁸. Los procesos de recrystalización dinámica se producen para una deformación de $\varepsilon = 0,8\varepsilon_m$, donde ε_m es la deformación correspondiente al estado de máximo de la curva de torsión^{64,65}. Finalmente, el estado estacionario se produce debido al equilibrio entre los procesos de endurecimiento y los de restauración⁶⁸.

En las gráficas de las curvas de torsión (Figura 4.5) se observa que únicamente en el caso del ensayo de torsión realizado a la velocidad de deformación de 2 s^{-1} se alcanza una plataforma de tensión estacionaria, mientras que para los ensayos realizados a velocidades de deformación mayores la tensión decae de manera continua, a medida que aumenta la deformación, hasta producirse la rotura del material. A primera vista, la disminución de la tensión (y, por tanto, la ausencia de la plataforma de tensión constante) a medida que aumenta la deformación desde el máximo de la curva de torsión, indicaría que no se ha alcanzado el estado estacionario durante la deformación. El ablandamiento continuado del material se podría atribuir al afinamiento progresivo del grano austenítico debido a los procesos de recrystalización. Si esto fuera así, se debería observar un cambio apreciable en la microestructura del material (disminución del tamaño de grano), a medida que aumenta la deformación, para una velocidad de deformación y temperatura dadas.

Para comprobar esto se realizaron medidas del tamaño de grano en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, a las temperaturas de 1000 y 1150 °C y a la velocidad de deformación de 10 s^{-1} . En la Figura 4.23 se representa la variación del tamaño de grano en función del estado de deformación, para las dos temperaturas de ensayo seleccionadas. El valor del estado de deformación $\varepsilon = 0$ se refiere al tamaño de grano obtenido en la zona de las cabezas de las probetas. Se observa que, para una temperatura dada, el tamaño de grano recrystalizado apenas varía del estado de $\varepsilon = 2$ a $\varepsilon = 5$ pero, sin embargo, varía claramente con respecto al tamaño de grano inicial ($\varepsilon = 0$). Esto indica, por un lado que, los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ se pueden considerar estados cuasi estacionarios y, por otro que, los procesos de recrystalización dinámica no son los responsables de la disminución de la tensión a medida que aumenta la deformación, debido a que el tamaño de grano no varía

significativamente con la deformación desde el estado $\varepsilon = 2$ hasta el estado $\varepsilon = 5$. En la Tabla 4.VI se muestran los datos del tamaño de grano inicial y el obtenido en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ en los ensayos de torsión realizados a las temperaturas de 1000 y 1150 °C y una velocidad de deformación de 10 s^{-1} .

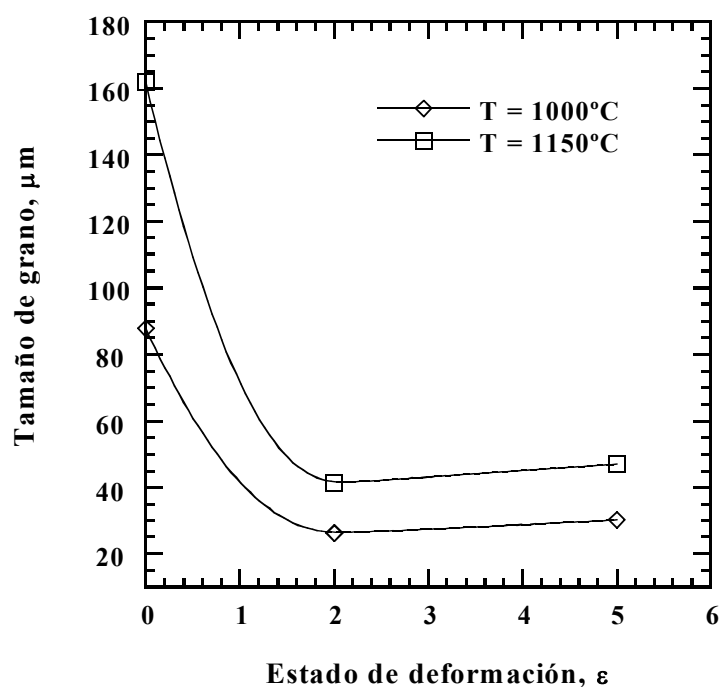


Figura 4.23. Variación del tamaño de grano del acero UAC-1,3C con el estado de deformación, ε , para las temperaturas de 1000 y 1150 °C y para la velocidad de deformación de 10 s^{-1} .

T = 1000 °C		T = 1150 °C	
ε	Tamaño de grano, μm	ε	Tamaño de grano, μm
0	87,9	0	162,1
2	26,3	2	41,3
5	30,2	5	47,1

Tabla 4.VI. Datos del tamaño de grano en función del estado de deformación en los ensayos realizados a las temperaturas de 1000 y 1150 °C y a $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$.

En resumen, las medidas del tamaño de grano, realizadas en los estados de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, justifican el carácter de estado cuasi-estacionario de los ensayos de torsión para valores de deformación mayores que $\varepsilon = 2$ y permiten, por tanto, el análisis del comportamiento en

fluencia del acero UAC-1,3C en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, mediante la utilización de las ecuaciones de la ley potencial y la ecuación de Garofalo.

Teniendo en cuenta todo lo anterior, se concluye que la disminución de la tensión con el aumento de la deformación en los ensayos de torsión, realizados a velocidades de deformación mayores que 2 s^{-1} , no se debe a ningún factor microestructural. Más bien, la disminución de la tensión hay que atribuirla al aumento de la temperatura que se produce durante el ensayo de torsión, debido al calor adiabático que se genera. Este aumento da lugar a un ablandamiento del material y, con ello, a una disminución de la tensión durante el ensayo. La variación de la temperatura con el aumento de la deformación durante el ensayo de torsión, se debe tener en cuenta a la hora de representar los valores de la velocidad de deformación y tensión para el cálculo del exponente de la tensión en cada uno de los estados de deformación analizados, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, correspondiente a la situación de estado cuasi-estacionario.

4.3.2. EXPONENTE DE LA TENSIÓN DE LA LEY POTENCIAL: EFECTO DEL CALOR ADIABÁTICO

Como se ha indicado arriba, la variación de la temperatura a lo largo del ensayo de torsión es un factor importante, que debe tenerse en cuenta a la hora de representar los datos de velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young. En este sentido, como se deriva de la ecuación (9) el cálculo del exponente de la tensión se debe realizar a partir de los pares de puntos, (ε, σ) , obtenidos para una temperatura constante. Para ello se debe tener en cuenta que la variación de la temperatura debido al calor adiabático es función, a su vez, de la velocidad de deformación y de la temperatura inicial del ensayo (apéndice A) y que, por tanto, dado un estado de deformación mayor que el asociado al máximo (para el cual el calor adiabático generado es prácticamente despreciable), la temperatura asociada a cada par de puntos (ε, σ) variará, en general, con la velocidad de deformación y la temperatura iniciales de cada ensayo. Así pues, los pares de puntos, (ε, σ) , a representar para el cálculo de n , no deberán ser aquellos correspondientes a una misma temperatura inicial de ensayo y velocidades de deformación crecientes, sino los

correspondientes a una misma temperatura corregida por el calor adiabático y diferentes velocidades de deformación. Esta consideración se debe tener en cuenta especialmente en los estados $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, en los cuales la temperatura es mayor que la temperatura inicial de ensayo (apéndice A).

Teniendo en cuenta el efecto de variación de la temperatura, se representaron en la sección de resultados, en las Figuras 4.7 y 4.8, las rectas de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young corregido por la temperatura en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, de manera que los puntos, $(\dot{\varepsilon}, \sigma)$, asociados a cada recta fueron aquellos para los que la temperatura corregida por el calor adiabático fue similar (ver Tabla 4.IV y 4.V). Obsérvese, por tanto, que las temperaturas a las cuales se representaron dichas rectas difieren de las temperaturas iniciales de ensayo y que los valores del exponente de la tensión no varían significativamente con la temperatura. Para comprobar el efecto de la variación de la temperatura debido al calor adiabático, se han representado en las Figuras 4.24 y 4.25, en los mismos ejes de coordenadas, los pares de datos $(\dot{\varepsilon}, \sigma)$, agrupados en función de la temperatura inicial de ensayo, obtenidos en los estados $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, respectivamente. En la Figura 4.24 se observa que a las temperaturas bajas (900 y 950°C) los valores del exponente de la tensión aumentan ligeramente con respecto al valor de n , obtenido a la temperatura corregida por el calor adiabático de 969°C (Figura 4.7). En la Figura 4.25 se observa el aumento del exponente de la tensión, de manera considerable, en el rango de temperaturas desde 900 hasta 1050°C con respecto a los valores de n , obtenidos en el rango de temperaturas corregidas por el calor adiabático desde 959 hasta 1083°C (Figura 4.8).

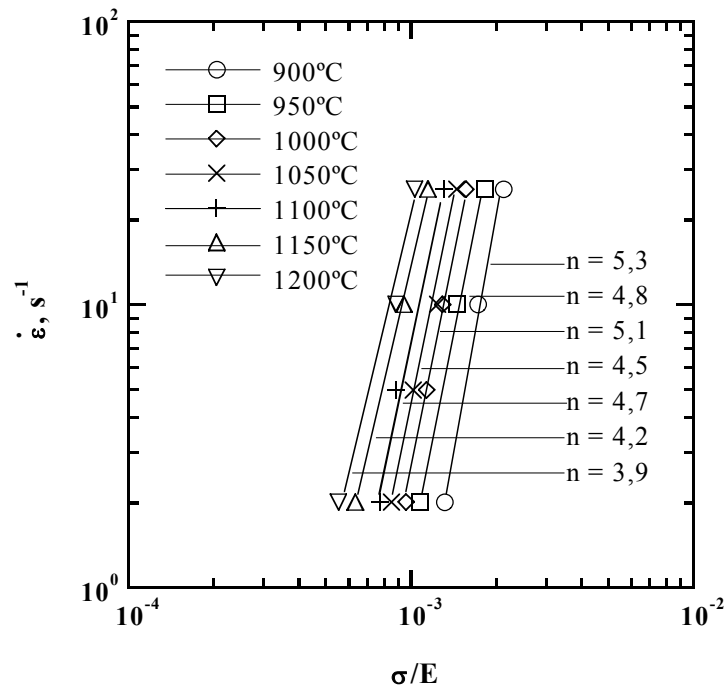


Figura 4.24. Datos de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young, obtenidos en el estado $\epsilon = 2$ y agrupados en función de las temperaturas iniciales de ensayo.

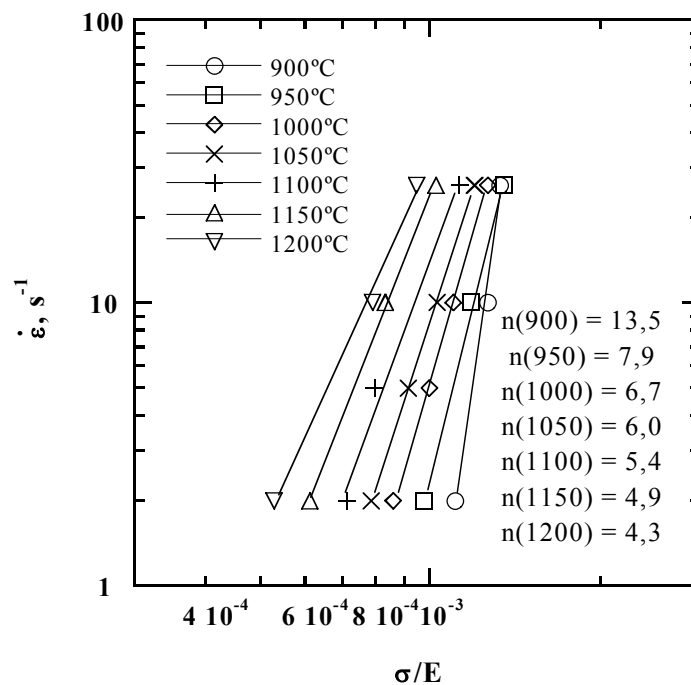


Figura 4.25. Datos de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young, obtenidos en el estado $\epsilon = 5$ y agrupados en función de las temperaturas iniciales de ensayo.

Para ilustrar mejor este aumento de n , se representan en la Figura 4.26 las rectas de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young, en el estado de deformación $\varepsilon = 5$, dibujadas a partir de los puntos $(\dot{\varepsilon}, \sigma/E)$ obtenidos a las temperaturas iniciales de 900 y 950°C (Figura 4.8) y a las temperaturas corregidas de 959 y 1004°C (Figura 4.25).

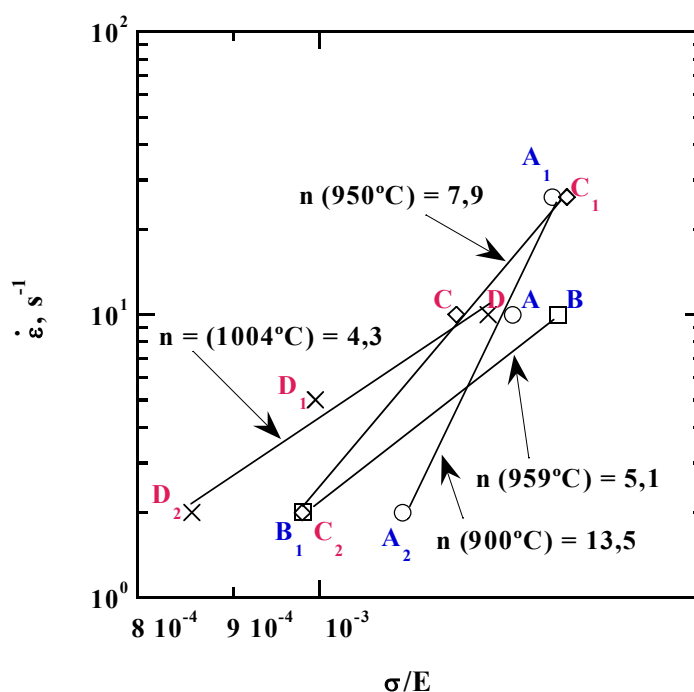


Figura 4.26. Comparación de las rectas de la velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young para los datos de $(\dot{\varepsilon}, \sigma)$ correspondientes a las temperaturas de ensayo inicial y para los datos $(\dot{\varepsilon}, \sigma)$ correspondientes a las temperaturas de ensayo corregidas por el calor adiabático.

En la Figura 4.26 se representa con las letras A y B los puntos $(\dot{\varepsilon}, \sigma/E)$ obtenidos en estado de $\varepsilon = 5$ en los ensayos de torsión realizados a una temperatura inicial de ensayo de 900°C y una velocidad de deformación de $10 s^{-1}$, donde el módulo de Young se ha calculado, a partir de la temperatura inicial de ensayo (punto A) y a partir de la temperatura corregida por el calor adiabático, de unos 962°C, (punto B). Se observa el desplazamiento del punto B hacia valores mayores de σ/E en relación con el punto A. Esto se debe a que el valor del módulo de Young disminuye al aumentar la temperatura. De igual forma, se ha representado en la Figura 4.26 con las letras C y D los puntos correspondientes al estado de $\varepsilon = 5$ del

ensayo de torsión realizado a 10 s^{-1} y una temperatura inicial de 950°C . Se observa también el desplazamiento de D con respecto a C debido a la disminución del valor del módulo de Young, asociado al aumento de la temperatura, de unos 57°C , debido al calor adiabático. Las letras A_1 y A_2 representan los puntos $(\epsilon, \sigma/E)$ obtenidos a 900°C y una velocidad de deformación de 26 y 2 s^{-1} , respectivamente. Las letras C_1 y C_2 se corresponden con los puntos $(\epsilon, \sigma/E)$ obtenidos a 950°C y una velocidad de deformación de 26 y 2 s^{-1} , respectivamente. Por otro lado, la letra B_1 (símbolo cuadrado) se corresponde con el punto $(\epsilon, \sigma/E)$ obtenido a 950°C y 2 s^{-1} , para el cual la temperatura corregida por el calor adiabático es de 957°C . Finalmente, las letras D_1 y D_2 se corresponden con los puntos $(\epsilon, \sigma/E)$ obtenidos a 1000°C y una velocidad de deformación de 5 y 2 s^{-1} , respectivamente, para los cuales la temperatura corregida por el calor adiabático fue de 1004 y 1010°C , respectivamente.

En la Figura 4.26 se observa que el valor de la pendiente y , por tanto, el valor de n , varía en función de los datos $(\epsilon, \sigma/E)$ seleccionados para representar las rectas de velocidad de deformación frente a la tensión compensada por el módulo de Young. Así pues, la recta formada por los puntos A, A_1 y A_2 tiene un valor de n de $13,5$. Dichos puntos se corresponden con los ensayos realizados a la misma temperatura inicial de 900°C y distintas velocidades de deformación. Sin embargo, la temperatura corregida por el calor adiabático, para cada punto, varió con la velocidad de deformación (Tabla 4.V). De manera que, la recta trazada no une los puntos $(\epsilon, \sigma/E)$ de igual temperatura, sino que corta las rectas que se obtendrían a las temperaturas corregidas por el calor adiabático correspondientes a los puntos A, A_1 y A_2 . Si tenemos en cuenta el aumento de la temperatura, debido al calor adiabático, para el punto A, obtenemos el punto B, desplazado ligeramente hacia la derecha. Y si dibujamos la recta que une el punto B, cuya temperatura corregida por el calor adiabático es 962°C , con el punto B_1 , cuya temperatura corregida es de 957°C , obtenemos un valor de n de $5,1$. Obsérvese que, tanto la temperatura inicial de ensayo como la velocidad de deformación de los puntos B y B_1 son distintas. De igual manera, los puntos C, C_1 y C_2 , obtenidos a la temperatura inicial de 950°C , dan lugar a una recta de pendiente $n = 7,9$. Sin embargo, si tenemos en cuenta el aumento de la temperatura debido al calor adiabático para el punto C, obtenemos el punto D, desplazado ligeramente hacia la derecha. Y si dibujamos la recta que une el punto D, cuya

temperatura corregida es de 1007°C, con los puntos D_1 y D_2 , cuyas temperaturas corregidas son de 1004 y 1010°C, respectivamente, obtenemos un valor de $n = 4,3$.

Así pues, los puntos A, A_1 y A_2 , correspondientes a la recta de pendiente 13,5, y los puntos C, C_1 y C_2 , correspondientes a la recta de pendiente 7,9, representan estados obtenidos a temperaturas diferentes. Como ya hemos comentado anteriormente, el análisis de ley potencial se realiza mediante corte por isothermas de la superficie definida por las tríadas formadas por las variables, σ , $\dot{\epsilon}$, T, a partir de las cuales se obtiene el valor del exponente n característico de cada rango de tensiones y velocidades de deformación³⁵. Este método de cálculo requiere grupos de tríadas en las que la variable temperatura no varía. En el presente trabajo, la variación de la temperatura debido al calor adiabático es mayor a las temperaturas menores de ensayo y a las velocidades de deformación mayores (ver Apéndice A). Por ello, a las temperaturas de ensayo más baja se produce la mayor variación del exponente de la tensión, n.

En resumen, el cálculo de n a partir de la ecuación de la fluencia plástica de ley potencial (ecuación 8) se debe realizar a partir de los pares de datos ($\dot{\epsilon}$, σ/E) obtenidos a una misma temperatura^{8,9,35}. Debido a que la temperatura durante los ensayos de torsión varía como consecuencia del calor adiabático, los exponentes de la tensión que se obtienen a partir de las rectas $\dot{\epsilon}$ frente a σ/E para las temperaturas iniciales de ensayo, no se pueden considerar valores reales de n sino más bien valores aparentes, n_{ap} . Únicamente, en el caso de la representación $\dot{\epsilon}$ frente a σ/E , a partir de los puntos ($\dot{\epsilon}$, σ/E) obtenidos a las temperaturas corregidas por el calor adiabático, se obtienen valores reales del exponente de la tensión, n. En este caso, las rectas de $\dot{\epsilon}$ frente a σ/E están formadas por puntos, ($\dot{\epsilon}$, σ/E), cuya temperatura inicial de ensayo es diferente pero cuya temperatura corregida es prácticamente igual.

4.3.3. MECANISMOS DE DEFORMACIÓN Y ENERGÍA DE ACTIVACIÓN EN LOS ESTADOS DE DEFORMACIÓN ASOCIADO AL MÁXIMO, $\varepsilon = 2$ Y $\varepsilon = 5$

Los valores del exponente de la tensión junto con los valores de la energía de activación obtenidos en los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, muestran ciertas ambigüedades que deben ser explicadas convenientemente. En el estado de máximo, se obtuvo un valor medio de n de 5,9 y un valor medio de la energía de activación de 249 kJ/mol. Estos valores de n y Q indican que la deformación en este estado se produce por un mecanismo de movimiento de dislocaciones controlado por la difusión de vacantes a través de la red. Así pues, el comportamiento en fluencia del acero UAC-1,3C en el estado de máximo y en el rango de velocidades de deformación desde 2 s^{-1} hasta 26 s^{-1} , se puede predecir mediante la ecuación fenomenológica (8). Dicha ecuación se puede reescribir para los valores de n y Q obtenidos en el estado de máximo, de la siguiente forma:

$$\dot{\varepsilon} = A \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{5,9} \exp \left(- \frac{249}{RT} \right) \quad (15)$$

Los valores medios del exponente de la tensión en los estados de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ fueron de 4,5 y 5,2, respectivamente. A priori, estos valores estarían relacionados con un mecanismo de deformación por movimiento de dislocaciones. Por otro lado, los valores medios de la energía de activación, obtenidos en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ fueron de 160 y 164 kJ/mol, respectivamente, los cuales son similares a los valores de la energía de activación del Fe_γ asociada a la difusión de vacantes a lo largo de las fronteras de grano, Q_{fg} , o asociada a la difusión de vacantes a lo largo de las dislocaciones, Q_d . Estos valores de la energía de activación difieren del valor obtenido en el estado de máximo y complican el análisis del comportamiento en fluencia del acero UAC-1,3C en el estado cuasi-estacionario ($\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$). En primer lugar, los mecanismos de deformación a elevadas temperaturas existentes en la literatura no contemplan un mecanismo de deformación por movimiento de dislocaciones controlado por la difusión de vacantes a lo largo de las fronteras de grano (ver Tabla 4.I). En segundo lugar, en el caso de que el valor de Q en el estado estacionario se pudiera correlacionar con el de la difusión de vacantes a lo largo de las dislocaciones, Q_d , se debería haber obtenido una contribución adicional en el exponente de la tensión, debido al término cuadrático de la tensión, $(\sigma/E)^2$, correspondiente a la fracción de átomos asociada con los procesos de difusión a lo largo de las dislocaciones. Este término daría lugar a un valor de $n =$

$5 + 2 = 7$, el cual es mayor que el valor de n ($= 5$) obtenido en el presente estudio. Así pues, en ambos casos, a partir de los datos experimentales del presente estudio no se puede determinar el mecanismo que controla el proceso de deformación en el estado estacionario ($\dot{\epsilon} = 2$ y $\dot{\epsilon} = 5$).

La ecuación (14) indica que la energía de activación asociada al proceso de deformación se debe determinar bajo condiciones de velocidad de deformación y microestructura constante. Sin embargo, como se observa en la Figura 4.23, el tamaño de grano recrystalizado varía con la temperatura inicial de ensayo, a igualdad en la velocidad de deformación, lo que indica que la microestructura en el estado cuasi-estacionario no es constante. Aunque en el presente trabajo no se han realizado medidas del tamaño de grano para diferentes valores de la velocidad de deformación y misma temperatura de ensayo, cabe esperar que el tamaño de grano recrystalizado varíe también con la velocidad de deformación. En general se puede expresar el tamaño de grano recrystalizado mediante la siguiente expresión^{69,70,71}:

$$d = k'Z^q \quad (16)$$

donde q es un parámetro de valor negativo y menor que uno que describe el proceso de recrystalización dinámica⁷² y Z es el parámetro de Zener-Hollomon, el cual se define mediante la relación:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{dif}}}{RT}\right) \quad (17)$$

donde Q_{dif} es la energía para la autodifusión del hierro a través de la red de austenita.

Bajo estas condiciones de microestructura variable no se puede aplicar la definición de energía de activación y, por tanto, no se puede considerar válidos los valores medio de la energía de activación (160 kJ/mol) calculados en el estado cuasi-estacionario ($\dot{\epsilon} = 2$ y $\dot{\epsilon} = 5$). Así pues, los valores de Q calculados en dichos estados representan valores aparentes de la energía de activación y no valores reales. El cálculo de la energía de activación real asociada al proceso de deformación requeriría introducir un parámetro que compensase la contribución del tamaño de grano en el estado estacionario.

La variación del tamaño de grano con la velocidad de deformación y la temperatura debe tenerse en cuenta también a la hora de calcular el valor del exponente de la tensión, n . Únicamente, en el caso de un mecanismo por movimiento de dislocaciones no existe contribución debida al tamaño de grano (controla el tamaño de subgrano) y, por tanto, el

exponente p de la ecuación de la fluencia en la aproximación de la ley potencial es cero. Los mecanismos de deformación que dependen del tamaño de grano y , por tanto, para los que el valor de p es distinto de cero, son el mecanismo de la fluencia difusional y el mecanismo por deslizamiento de fronteras de grano. En el presente caso, no se considerará el mecanismo de fluencia difusional dado que nos encontramos en el régimen de tensiones elevadas. Al mismo tiempo, el mecanismo de fluencia difusional contempla un valor máximo del exponente de la tensión, n , de $1 + 2 = 3$, para el caso en el que la difusión de vacantes se produce a lo largo de las dislocaciones. Este valor del exponente de la tensión es bastante inferior a los obtenidos en el presente estudio. Por otro lado, aunque a priori, a partir del valor de n obtenido en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ resulta complicado admitir un mecanismo de deformación por deslizamiento de fronteras de grano. Sin embargo, si se tiene en cuenta que el valor de la energía de activación, Q , es similar al de Q_d pudiera pensarse en un mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano, en donde $n = 2 + 2 = 4$. Este valor del exponente de la tensión es bastante próximo a los obtenidos en el estado cuasi-estacionario. En este caso, la dependencia de la velocidad de deformación con el tamaño de grano sería de la forma d^{-2} . De este modo, se justificaría la disminución de los valores del exponente de la tensión y de la energía de activación al pasar del estado de máximo al estado estacionario, como consecuencia de la variación del mecanismo de deformación al pasar de uno a otro estado.

Por otro lado, el valor medio del exponente de la tensión obtenido en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ es ligeramente mayor que 4. Esto indicaría que durante la deformación no actúa únicamente el mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano, controlado por la difusión a lo largo de las dislocaciones, sino que contribuye algún mecanismo de deformación adicional, que da lugar a que aumente ligeramente el valor de n asociado al proceso de deformación global, por encima de 4. Para determinar de manera más precisa qué mecanismos de deformación actúan durante la deformación, en las Figura 4.27 (a) y (b) se han representado los mapas de deformación para un material con un elevado valor de la energía de falta de apilamiento, como es el caso del acero UAC-1,3C, para las temperaturas de $0,7 T_f$ y $0,9 T_f$, respectivamente, donde T_f representa la temperatura de fusión del material. Los mapas de deformación se construyen a partir de las ecuaciones constitutivas de la fluencia (Tabla 4.I) y a partir del valor de las constantes b (vector de Burgers), k (constante de Boltzman) y los valores del módulo de Young y coeficientes de difusión a las temperaturas seleccionadas²⁷. Los valores de las constantes se muestran en la Tabla 4.VII. En las Figura 4.27 (a) y (b) se representa el tamaño de grano compensado con el vector de Burgers, en el eje Y , en función de la velocidad de

deformación, en el eje X. Los mapas muestran una región de movimiento de dislocaciones, una región de fluencia difusional y tres regiones de deslizamiento de fronteras de grano. Comparando ambos mapas se deduce que un aumento de la temperatura produce un aumento del rango en el que ocurre el deslizamiento de fronteras de grano.

$b = 2,58 \times 10^{-10} \text{ m}$	$D_R(900^\circ\text{C}) = 4,20 \times 10^{-16} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$
$k = 1,38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$	$D_R(1200^\circ\text{C}) = 4,61 \times 10^{-14} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$
$E(900^\circ\text{C}) = 95708 \text{ MPa}$	$D_{fg}(900^\circ\text{C}) = D_d(900^\circ\text{C}) = 9,91 \times 10^{-12} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$
$E(1200^\circ\text{C}) = 74646 \text{ MPa}$	$D_{fg}(1200^\circ\text{C}) = D_d(1200^\circ\text{C}) = 2,98 \times 10^{-10} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$

Tabla 4.VII. Constantes empleadas para la construcción de los mapas de mecanismos de deformación

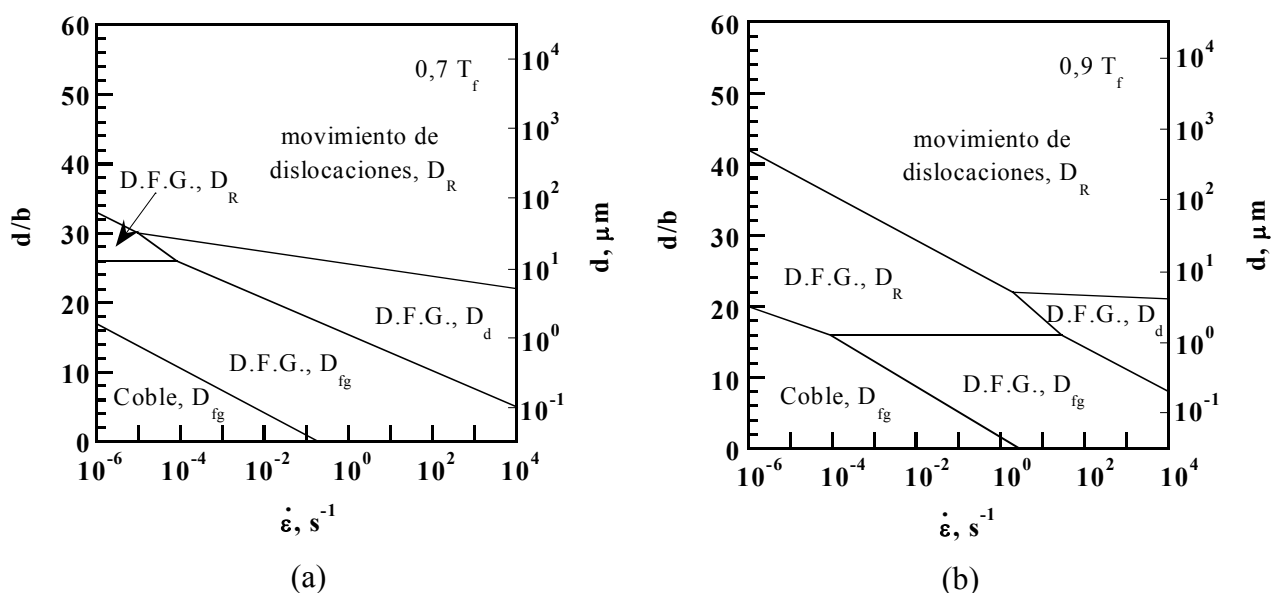


Figura 4.27. Mapas de deformación para un material de elevada energía de falta de apilamiento. En escala logarítmica se representa el tamaño de grano frente a la velocidad de deformación a las temperaturas de (a) $0,7 T_f$ y (b) $0,9 T_f$.

El rango de velocidades de deformación empleado en el presente estudio osciló desde 2 a 26 s^{-1} , y si se tiene en cuenta los datos de la Tabla 4.VI se puede establecer un rango de variación para el tamaño de grano desde 10 a 40 μm . Para estos intervalos de la velocidad de deformación y del tamaño de grano, los mapas indican que los mecanismos de deformación predominantes que se producen son el mecanismo de deformación por movimiento de dislocaciones y el mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano. De manera que, para

tamaños de grano grandes domina el primero mientras que para tamaños de grano pequeños domina el segundo. Dado que los dos mecanismos de deformación son independientes y, por lo tanto aditivos, la velocidad de fluencia del proceso global de deformación del acero UAC-1,3C en el estado cuasi-estacionario ($\dot{\varepsilon} = 2$ y $\dot{\varepsilon} = 5$) se puede escribir de la siguiente manera:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{fg} + \dot{\varepsilon}_{disl} = A_{fg} \alpha 50 \frac{D_d}{d^2} \left(\frac{\sigma}{E} \right)^4 + A_{disl} \frac{D_R}{b^2} \left(\frac{\sigma}{E} \right)^5 \quad (18)$$

donde $\dot{\varepsilon}_{fg}$ es la velocidad de fluencia debida al mecanismo de deslizamiento de fronteras de grano y $\dot{\varepsilon}_{disl}$ es la velocidad de fluencia asociada al mecanismo de movimiento de dislocaciones.

4.3.4. CAPACIDAD PREDICTIVA DE LA ECUACIÓN DE LA LEY POTENCIAL PARA EL ESTADO DE MÁXIMO

Como ya se ha indicado en la introducción, la práctica tecnológica necesita ecuaciones que le permitan extrapolar los datos de los ensayos del laboratorio a regiones en las que, por las circunstancias del procesado, se necesita saber los esfuerzos que se deben aplicar para la obtención de una geometría dada. Desde el punto de vista económico, es conveniente realizar el menor número de ensayos a fin de minimizar, no sólo gastos sino tiempo, por eso es necesario encontrar ecuaciones con capacidad predictiva al mayor número de órdenes de magnitud posible.

En la Figura 4.28 se representa, para el estado de máximo, la velocidad de deformación compensada por el coeficiente de difusión a través de la red, D_R (en donde el valor de la energía de activación empleado es de 225 kJ/mol), frente a los datos de tensión compensados por el módulo de Young, E , calculado a partir de la temperatura inicial de ensayo. Los datos se ajustan perfectamente a una línea recta de pendiente 5. El buen ajuste entre los datos experimentales y la recta teórica indica que el acero UAC-1,3C, en el estado de deformación asociado al máximo, se comporta de acuerdo con lo predicho por la ecuación fenomenológica de la fluencia (ecuación (8)).

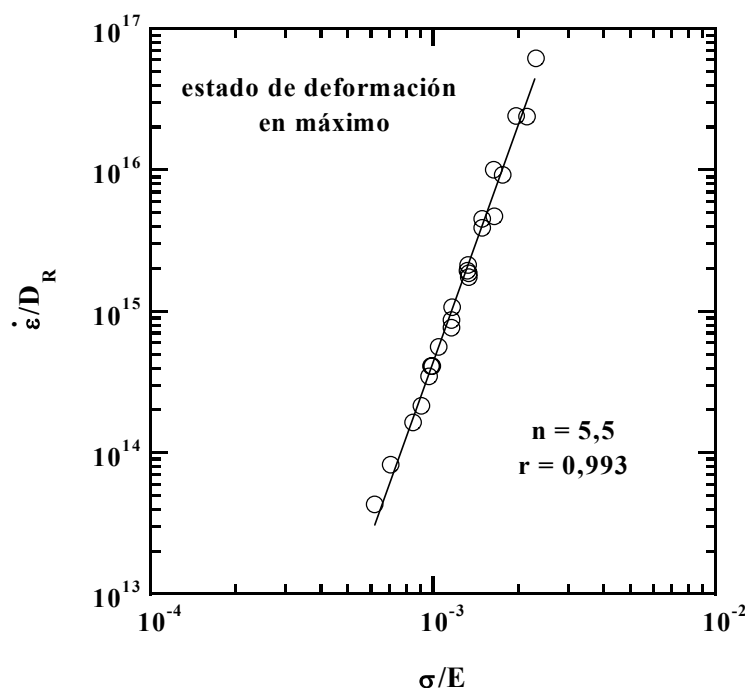


Figura 4.28. *Velocidad de deformación compensada por el coeficiente de difusión de la red en función de la tensión, en el estado de máximo, compensada por el módulo de Young.*

A priori, la Figura 4.28 permite interpolar el comportamiento del material dentro del rango de velocidades de deformación estudiado en el presente trabajo, a partir de la expresión de la ecuación potencial correspondiente con $n = 5$ y $Q = 225$ kJ/mol. Sin embargo, dicha expresión no nos permite predecir fuera de los intervalos de tensiones ensayados. Esto se debe a que el valor de n de la Figura 4.28 se obtiene como valor medio de los valores de n obtenidos en la Figura 4.6, de manera que no podemos saber si la expresión de la ecuación potencial se ajustará a los datos experimentales que se obtengan en condiciones extremas de mayor o menor velocidad de deformación. En general, las expresiones de la fluencia de la ley potencial que relacionan la velocidad de deformación y la tensión varían en función del intervalo de tensiones analizado^{8,9} de manera que, a cada rango de tensiones le corresponde un valor de n y, por tanto, un valor de la pendiente diferente. Así pues, se hace necesario el conocimiento de todos y cada uno de los valores de n , asociado a cada rango de tensiones, que permiten obtener las expresiones que relacionan las variables medidas, particularizadas para cada rango de tensiones. La capacidad predictiva de cada una de estas expresiones se reduce a la interpolación del comportamiento del material dentro del rango en el cual dicha expresión es válida.

4.3.5. COMPARACIÓN DE LA RESISTENCIA MECÁNICA DEL ACERO UAC-1,3C CON LA DE OTRAS ALEACIONES FÉRREAS

En la Figura 4.12 se mostró que la resistencia mecánica que presentan los aceros UAC es menor que la del acero de bajo contenido en carbono y al acero inoxidable 304. Esto se explica teniendo en cuenta las velocidades de difusión de los átomos de hierro en austenita tanto en los aceros de ultraalto contenido en carbono (UAC), como en los aceros de bajo contenido en C (HSLA) e inoxidable 304. Así, en la Figura 4.29 se muestra la variación del coeficiente de difusión del hierro con el inverso de la temperatura para los cuatro materiales comparados. Las tres curvas superiores representan la difusión para tres concentraciones de carbono, 0,3, 1,3 y 1,8 porcentaje de carbono en peso²⁶; y la curva inferior indica la difusión del hierro en un acero inoxidable 304²⁷. Los valores de la energía de activación para la difusión a través de la red, Q_R , para cada material, así como la constante pre-exponencial D_0 , se muestran en la Tabla 4.VIII. Se indica también la relación empleada para el cálculo del módulo de elasticidad en función de la temperatura, a partir del trabajo de Andrews⁷³.

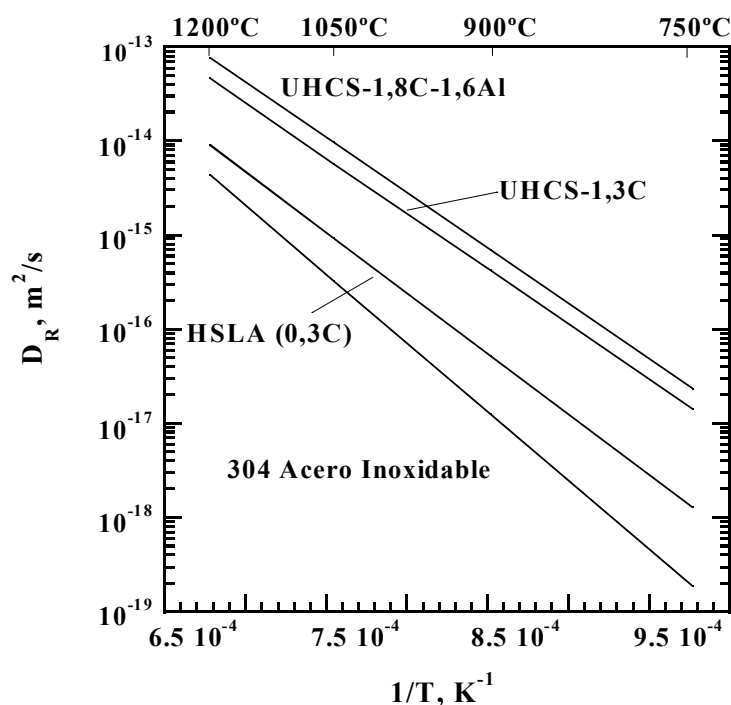


Figura 4.29. Coeficiente de difusión a través de la red del hierro en función del inverso de la temperatura para los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA y AISI-304.

En la Figura 4.29 se observa que, para una temperatura dada, el coeficiente de difusión del hierro en austenita aumenta al aumentar el contenido en carbono, obteniéndose los mayores valores para los aceros UAC. Estos resultados son consistentes con los obtenidos previamente por Mead y col.²⁶ El aumento de la velocidad de difusión conlleva un aumento en el aporte de vacantes a los lugares de anclaje de las dislocaciones y favorece el trepado de las mismas. Esto da lugar a una disminución de la resistencia del material a ser deformado y justifica, por tanto, la disminución de la resistencia mecánica con el aumento en el contenido en carbono del material. Por otro lado, en el caso del acero inoxidable 304 se ha de tener en cuenta, junto al bajo valor del coeficiente de difusión, el valor bajo de la energía para la falta de apilamiento, lo cual dificulta el mecanismo de trepado de dislocaciones, y da lugar al aumento de la resistencia de este material por encima de los valores de resistencia de los otros materiales.

Material	Q_R , kJmol ⁻¹	D_0 , m ² s ⁻¹	E, MPa	Referencia
UAC-1,3C	225	4,4x10 ⁻⁶		25
UAC-1,8C-1,6Al	225	7,3x10 ⁻⁶		25
HSLA (0,3%C)	247	5,2x10 ⁻⁶		25
Acero inoxidable 304	280	3,7x10 ⁻⁵		26
todos los aceros			E_0 -AT	74
$E_0 = 1,7405 \times 10^5$; $A = 67,676$				

Tabla 4.VIII. Datos del coeficiente de difusión de la red y del módulo de Young para los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA y AISI-304

Cabe destacar que, aunque el coeficiente de difusión del acero UAC-1,8C es mayor que el del acero UAC-1,3C, sin embargo, este último se comporta como material menos resistente en fluencia que el primero. Esto se debe a que el acero UAC-1,8C presenta un contenido elevado de aleantes, Al y Cr, que disminuye el valor de la energía de falta de apilamiento³⁶.

Los valores de la resistencia mecánica a altas velocidades de deformación y elevadas temperaturas obtenidos a partir del máximo de tensión de las curvas de torsión indican que las instalaciones actualmente empleadas para la producción de componentes a partir de aceros de

alta resistencia con bajo contenido en carbono y en aleantes (HSLA) y aceros inoxidable austeníticos, deben soportar tensiones más elevadas durante el procesado que en el caso de los aceros UAC. Es decir, estas instalaciones son aptas también para el conformado de los aceros de ultraalto contenido en carbono, sin miedo de producir sobrecargas en los equipos de procesado.

4.3.6. DUCTILIDAD DEL ACERO UAC-1,3C

El comportamiento en ductilidad del acero UAC-1,3C (Figura 4.13) se divide en dos regiones: 1) entre 800 y 1000°C la ductilidad aumenta con la temperatura, 2) entre 1000 y 1200°C la ductilidad disminuye al aumentar la temperatura. La variación de la ductilidad en cada una de estas regiones se explica teniendo en cuenta la microestructura que se obtiene. En el intervalo de temperaturas comprendido entre 800 y 1000°C la microestructura consiste en granos de austenita rodeados de una red de cementita proeutectoide. Las intercaras de cementita proeutectoide/austenita constituyen sitios preferenciales para la nucleación de grietas y, por tanto, favorecen la rotura del material⁷⁴. El porcentaje de cementita proeutectoide precipitada en las fronteras de grano aumenta al disminuir la temperatura, como viene dado por el diagrama Fe-C y, con ello, el número de lugares favorables para la nucleación de grietas. De esta forma, la rotura del material para temperaturas bajas en el intervalo 800-1000°C se produce a deformaciones menores que para temperaturas altas en dicho intervalo, para las cuales la red de cementita se encuentra prácticamente disuelta en la austenita. Por otro lado, en el intervalo de temperaturas comprendido entre 1000 y 1200°C toda la cementita se ha disuelto y el tamaño de grano austenítico crece libremente. Este aumento del tamaño de grano lleva asociado una disminución en el valor de la deformación a rotura⁵⁵ y, por tanto, una disminución de la ductilidad del material.

La característica más importante que se desprende de los valores de deformación a fractura encontradas para el acero UAC-1,3C es que se trata de un material muy dúctil. Por ejemplo, la ductilidad en torsión que se obtiene a 1000°C y a una velocidad de deformación de 26 s^{-1} se corresponde con un valor de la deformación de Eichenger, ε_f^* , de 4, lo que se corresponde con 27 vueltas a fractura. Para la misma temperatura de ensayo y una velocidad de deformación de 2 s^{-1} , la ductilidad viene dada por un valor de ε_f^* de 5,6, lo que se

corresponde con un número de vueltas a fractura de 112. Por otro lado cabe destacar que, a las velocidades de deformación de muchos procesos de conformado industriales, es decir 10 s^{-1} , la ductilidad encontrada para las temperaturas ensayadas es de unas 40 vueltas, equivalente a $\varepsilon_{V-M} = 26$ (criterio de Von Mises) y a $\varepsilon_f^* = 4,4$ (criterio de Eichenguer) (Figura 4.14). Esto indica que el material de ultraalto contenido en carbono UAC-1,3C presenta una capacidad elevada de ser deformado fácilmente durante la operación de conformado. Únicamente a la temperatura de 1200°C se encontró un valor de la ductilidad para la velocidad de deformación de 10 s^{-1} inferior a 20 vueltas, lo que equivale a $\varepsilon_{V-M} = 13$ y $\varepsilon_f^* = 3,6$. Esto podría deberse a la fusión parcial del material.

4.3.7. COMPARACIÓN DE LA DUCTILIDAD DEL ACERO UAC-1,3C CON LA DE OTRAS ALEACIONES DE HIERRO

En general, los elevados valores de ductilidad encontrados en el acero UAC-1,3C en comparación con los obtenidos para los otros materiales se deben fundamentalmente a dos factores. Por un lado, el elevado valor del coeficiente de difusión del hierro a través de la red de austenita, que favorece el movimiento de dislocaciones y disminuye la resistencia del material a ser deformado (Figura 4.29). Por otro lado, el elevado valor de la energía de falta de apilamiento asociado a la ausencia de aleantes en este material, lo que favorece el mecanismo de trepado de dislocaciones⁸. Esto último evita que se generen tensiones internas elevadas y favorece el proceso de fluencia del material en comparación con los aceros de alta resistencia y bajo contenido en aleantes. Los valores de la energía de falta de apilamiento de los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C e inoxidable 304 son de unos 132, 88 y 21 mJm^{-2} , respectivamente^{75,76}. Por otro lado, la baja ductilidad que presenta el acero UAC-1,8C está probablemente relacionada con el contenido de aluminio y no con el de carbono. A pesar de que no resulta obvia la contribución del aluminio en el descenso de la ductilidad de este material, se sugiere que éste reacciona con el hierro y con contaminantes gaseosos lo que da lugar a la formación de grietas superficiales que favorecen la rotura prematura del acero UAC-1,8C. En un estudio reciente, Lesuer y col. encontraron que la energía de falta de apilamiento de las aleaciones Fe-C disminuye con el aumento del contenido en Al^{Error!} Marcador no definido, lo cual está de acuerdo con la disminución de la ductilidad. En el caso del acero inoxidable 304, el elevado contenido en aleantes (19%Cr y 10%Ni) disminuye la

energía de falta de apilamiento del hierro^{36, ¡Error! Marcador no definido.}. Como se ha indicado anteriormente, esto significa un aumento de la dificultad para el trepado de dislocaciones lo que da lugar a un aumento de las tensiones internas debido al apilamiento de dislocaciones y origina grietas que contribuyen a la rotura del material.

De la comparación de los resultados de ductilidad frente a la velocidad de deformación (Figuras 4.14, 4.16, 4.17 y 4.18) encontrados en los aceros UAC-1,3C, UAC-1,8C, HSLA e inoxidable AISI 304, respectivamente se deriva que, a las velocidades de deformación industrial, el acero UAC-1,3C presenta un potencial elevado para sustituir a los materiales de acero comúnmente empleados. De la Figura 4.19 se desprende que a las velocidades de deformación industriales, 10s^{-1} , el acero HSLA presenta mayor ductilidad que el acero UAC-1,3C. No obstante, como ya hemos indicado, los valores de ductilidad obtenidos en el acero UAC-1,3C le hacen apto para su procesado a velocidades elevadas.

4.3.8. ANÁLISIS DE LOS DATOS DE TORSIÓN MEDIANTE LA ECUACIÓN DE GAROFALO

La similitud existente entre los exponentes del seno hiperbólico y los exponentes de la tensión de la ecuación potencial, obtenidos en los apartados anteriores, justifica la aplicabilidad de la ecuación de Garofalo. Hay que tener en cuenta que la mayoría de los valores de $\alpha(\sigma/E)$ obtenidos en los estados de deformación analizados, fueron inferiores a 0,6 a excepción de algunos de los datos correspondientes al estado de máximo, obtenidos en los ensayos de torsión realizados a bajas temperaturas o bajas velocidades de deformación. Esto implicaría que la ecuación de Garofalo se puede aproximar a la ecuación de ley potencial y, por tanto, que el parámetro n de la ecuación de Garofalo posee el mismo significado que el exponente de la tensión de la expresión potencial de fluencia.

A partir de los valores de los parámetros A , α , n y Q se pueden construir las expresiones de las ecuaciones de Garofalo en cada uno de los estados de deformación analizados en las curvas de torsión. Dichas expresiones particularizadas para los estados de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, respectivamente, son las siguientes:

$$\dot{\varepsilon} = 2,2504 \times 10^{11} \exp\left(-\frac{250}{RT}\right) \left(\sinh\left(570,27 \frac{\sigma}{E}\right)\right)^{5,01} \quad (19)$$

$$\dot{\varepsilon} = 1,94464 \times 10^{13} \exp\left(-\frac{174}{RT}\right) \left(\sinh\left(50,5076 \frac{\sigma}{E}\right)\right)^{4,44} \quad (20)$$

$$\dot{\varepsilon} = 4,62897 \times 10^{15} \exp\left(-\frac{168}{RT}\right) \left(\sinh\left(16,1393 \frac{\sigma}{E}\right)\right)^{4,58} \quad (21)$$

Las ecuaciones de Garofalo anteriores nos permiten extrapolar los datos experimentales hasta un orden de magnitud más en velocidades de deformación. Esto supone un claro avance con respecto al poder predictivo que se puede obtener mediante el análisis de la ley potencial. En dichas figuras se observa que el valor de los parámetros estadísticos coeficiente de correlación y F de Snedecor, disminuye progresivamente al pasar del estado de máximo al estado de $\varepsilon = 5$. Este aumento en la dispersión de los datos podría indicar que el método empleado para el cálculo del aumento de la temperatura debido al calor adiabático es menos preciso para valores elevados de la deformación. Pudiera pensarse que para estos valores tan elevados de la deformación pudieran producirse cambios microestructurales debidos a la temperatura y no tenidos en cuenta en nuestro análisis. No obstante, el ajuste de los datos experimentales obtenidos mediante la ecuación de Garofalo es bastante bueno y nos permite predecir de manera satisfactoria hacia regiones de trabajo diferentes de las aquí estudiadas.

Las ecuaciones de Garofalo obtenidas constituyen expresiones fenomenológicas que representan de manera adecuada el fenómeno de la deformación plástica a altas temperaturas, en cada uno de los estados de deformación analizados (máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$). Los ajustes realizados de los datos experimentales obtenidos en los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, permiten obtener los esfuerzos que se deben aplicar durante el proceso de deformación del acero UAC-1,3C en el rango de velocidades de deformación desde 2 hasta 26 s^{-1} .

Por otro lado y desde el punto de vista industrial únicamente los estados de máximo y $\varepsilon = 2$ representan situaciones reales del procesado tecnológico de materiales. Así, a partir de la expresión de la deformación generalizada que se obtiene en forja, se puede obtener el valor real de reducción correspondiente a cada una de las deformaciones equivalentes analizadas en el presente trabajo. La deformación que se alcanza mediante forja se define como $\varepsilon_{forja} = \ln(h_1/h_2)$, donde h_1 representa el tamaño o altura inicial del tocho a conformar y h_2 el tamaño o altura tras el conformado. La reducción del material se define como $r = 1 - (h_2/h_1)^{77}$. Así pues,

igualando la expresión de $\varepsilon_{\text{forja}}$ a los valores de deformación equivalente analizados en el presente trabajo y obtenidos según el criterio de Von Mises, queda:

$$\varepsilon_{V-M} = \varepsilon_{\text{forja}} \quad (22)$$

$$\varepsilon_{V-M} = \text{Ln}\left(\frac{1}{1-r}\right) \quad (23)$$

y despejando r se obtiene:

$$r = \frac{\exp(\varepsilon_{V-M}) - 1}{\exp(\varepsilon_{V-M})} \quad (24)$$

de donde, para los estados de deformación de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ se obtienen unos valores de reducción equivalente del 63%, 86% y 99%, respectivamente. La reducción en el estado de máximo se ha obtenido suponiendo un valor de la deformación equivalente de $\varepsilon = 1$. Únicamente el estado de deformación de máximo representa una situación real alcanzable mediante los conformados industriales, mientras que una reducción del 86% es ligeramente superior a las alcanzadas en la mayor parte de los procesos de conformado industriales. Claramente una deformación del 99% resulta prácticamente inviable en los procesos de conformado industrial.

Para comprobar el poder predictivo de la ecuación de Garofalo, así como su rango de validez, se han representado en una sola gráfica los datos correspondientes al estado de deformación de máximo, ajustados mediante la ecuación de Garofalo, y los datos obtenidos a partir de ensayos de tracción realizados a bajas velocidades de deformación y mediante saltos en la velocidad de deformación. Los datos de tracción seleccionados se corresponden con los del estado estacionario. En la Tabla 4.IX se muestran los datos de temperatura, velocidad de deformación y tensión de los ensayos de tracción.

$T_0, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	σ, MPa	E, MPa	σ / E
900	1,07E-05	11,98	95708,36	1,25E-04
900	2,12E-05	15,07	95708,36	1,57E-04
900	5,27E-05	19,7	95708,36	2,06E-04
900	1,04E-04	23,5	95708,36	2,46E-04
900	2,05E-04	28,05	95708,36	2,93E-04
900	5,06E-04	34,28	95708,36	3,58E-04
900	9,94E-04	39,74	95708,36	4,15E-04
925	1,06E-05	12,11	93186,14	1,30E-04
925	2,10E-05	15,54	93186,14	1,67E-04
925	5,21E-05	20,28	93186,14	2,18E-04
925	1,03E-04	24,12	93186,14	2,59E-04
925	2,04E-04	28,58	93186,14	3,07E-04
925	5,03E-04	34,69	93186,14	3,72E-04
925	9,92E-04	40,24	93186,14	4,32E-04
950	5,19E-05	19,11	90930,23	2,10E-04
950	1,03E-04	22,4	90930,23	2,46E-04
950	2,03E-04	26,58	90930,23	2,92E-04
950	5,00E-04	31,69	90930,23	3,49E-04
950	9,84E-04	37,01	90930,23	4,07E-04
950	1,93E-03	42,21	90930,23	4,64E-04

Tabla 4.IX. Datos de los ensayos de tracción para la situación de estado estacionario obtenidos en el acero UAC-1,3C.

En general, los datos de tracción obtenidos en el estado estacionario concuerdan mejor con los datos de torsión obtenidos en el estado de deformación de máximo que con los correspondientes al estado estacionario ($\varepsilon = 2$)⁷⁸. La razón de esta mejor concordancia está todavía sin aclarar. El valor de la deformación equivalente, para el cual se alcanza la situación de estado estacionario en tracción, está en el entorno del valor de deformación equivalente que se alcanza en la situación de máximo en los ensayos de torsión. En el presente trabajo se asume como válida la comparación entre los datos de máximo en torsión y los datos correspondientes al estado estacionario en tracción.

En la Figura 4.30 se representa el logaritmo de Z frente al logaritmo del seno hiperbólico de $\alpha\sigma/E$, para los datos del estado de máximo obtenidos en los ensayos de torsión y los datos del estado estacionario obtenidos en los ensayos de tracción. El ajuste mediante la ecuación de Garofalo se ha realizado sobre los datos de torsión, mientras que los datos de tracción se han representando sin ajustar. Se observa que el ajuste mediante la ecuación de

Garofalo de los datos de torsión es coherente con los datos de tracción, aunque la capacidad predictiva de dicho ajuste no es muy buena para muchos órdenes de magnitud.

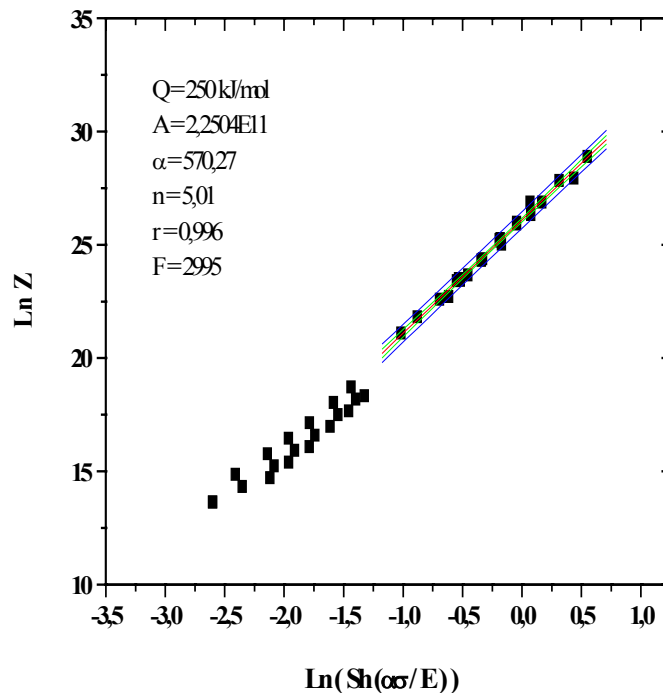


Figura 4.30. Representación del $\ln Z$ frente al $\ln(Sh(\alpha\sigma/E))$ de los datos de tracción y torsión en máximo. Los datos de torsión se han analizado mediante la ecuación de Garofalo.

En la Figura 4.31 se representan los datos de tracción y torsión en máximo ajustados mediante la ecuación de Garofalo. Los valores de los parámetros A , α , n y Q obtenidos en la Figura 4.31 son muy similares a los obtenidos en la Figura 4.30. Esto es consistente con el hecho de que los datos de tracción obtenidos en el estado estacionario concuerdan mejor con los datos de torsión obtenidos en el estado de deformación del máximo. Por otro lado, el buen ajuste obtenido de los datos de torsión y tracción así como la similitud de los parámetros A , α , n y Q en ambos ajustes (con y sin tener en cuenta los datos de tracción) corrobora la validez de la ecuación de Garofalo como expresión coherente con los fenómenos estudiados.

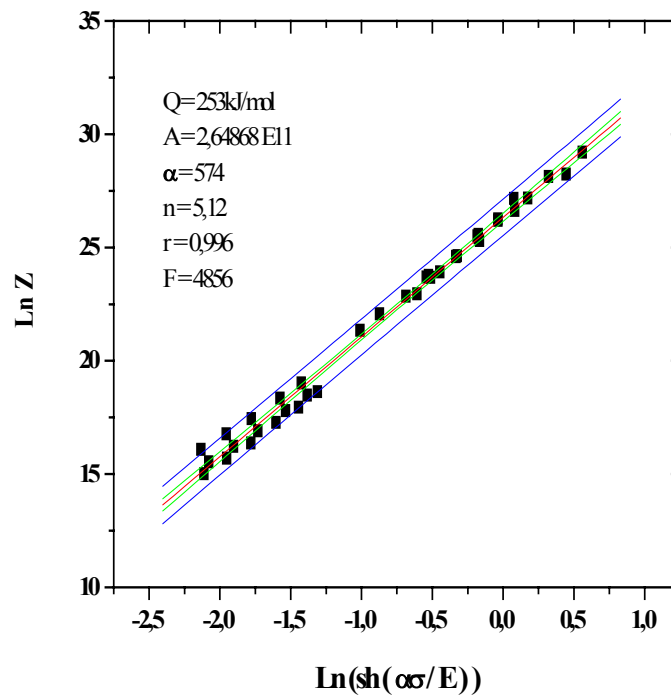


Figura 4.31. $\text{Ln } Z$ en función de $\text{Ln}(\text{Sh}(\alpha\sigma/E))$ de los datos de torsión en máximo y de los datos de tracción. Ambos pares de datos se han analizado mediante la ecuación de Garofalo.

4.4. RESUMEN Y CONCLUSIONES

En el presente capítulo se ha caracterizado el comportamiento del material de ultraalto contenido en carbono, UAC-1,3C, durante la deformación plástica en caliente a elevadas velocidades de deformación. Para ello, se han realizado ensayos de torsión a rotura en el rango de temperaturas de 900 a 1200°C y a velocidades de deformación en el rango de 2 a 26s⁻¹. Se han realizado dos tipos de análisis: 1) mediante las ecuaciones constitutivas de la fluencia en ley potencial, y 2) mediante la ecuación fenomenológica de Garofalo. Se han analizado los valores de ductilidad de este material y se han comparado con los de otros tres aceros UAC-1,8C, HSLA y AISI 304 (acero inoxidable). Las conclusiones más importantes obtenidas en el presente capítulo son las siguientes:

1. El estado estacionario a altas velocidades de deformación es difícil de alcanzar debido al calor adiabático. Por ello, debemos establecer condiciones equivalentes basándonos en consideraciones de avance de la recristalización dinámica y corregir los defectos de tensión.
2. El tamaño de grano austenítico medido en los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ no varía. Por ello, es apropiado asumir que se ha alcanzado la situación de estado cuasi-estacionario. Por otra parte, $\varepsilon = 2$ se corresponde a una deformación superior a la alcanzada en la mayor parte de los procesos de conformado industrial.
3. El cálculo de los valores del exponente de la tensión en los estados de $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ requiere tener en cuenta el aumento de la temperatura debido al calor adiabático.

La utilización de los datos, $(\varepsilon, \sigma/E)$, obtenidos a la temperatura inicial de ensayo da lugar a valores erróneos del exponente de la tensión y de la energía de activación. Esto se debe a que para una temperatura inicial de ensayo dada, la temperatura real asociada a los estados de deformación $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ varía con la velocidad de deformación.

4. El comportamiento en fluencia del acero UAC-1,3C varía del estado de máximo al estado cuasi-estacionario ($\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$). En el estado de máximo, el material deforma de acuerdo con un mecanismo de movimiento de dislocaciones controlado por la difusión de la red. En el estado cuasi-estacionario hay dos mecanismos controlantes: deslizamiento de fronteras de grano controlado por la difusión de

vacantes a lo largo de las dislocaciones y movimiento de dislocaciones controlado por la difusión de vacantes a través de la red.

5. El análisis del comportamiento en fluencia del acero UAC-1,3C en el estado cuasi-estacionario ($\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$) a bajas velocidades de deformación requiere del conocimiento de las medidas de tamaño de grano obtenidas para valores iguales de la tensión. Los valores del exponente de la tensión y de la energía de activación obtenidos en dichos estados representan valores aparentes y no valores reales.
6. El análisis mediante la ecuación de Garofalo de los datos de torsión en los estados de máximo, $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ genera valores de los parámetros de energía de activación aparente, Q , y del parámetro n , similares a los valores mínimos obtenidos a partir del análisis mediante la ecuación potencial. Esto corrobora el hecho de que, en el rango de tensiones donde la ecuación de Garofalo se puede aproximar a la ecuación potencial de fluencia, aquella también permite obtener información sobre los mecanismos de deformación que actúan durante la deformación plástica a alta temperatura.
7. El acero UAC-1,3C alcanza el máximo de ductilidad a temperaturas menores que los materiales generalmente empleados en los procesos de conformado industrial (HSLA, aceros inoxidables). Esto es atractivo para la industria en cuanto que supone un considerable ahorro energético. Por otro lado, para una temperatura de conformado dada, la ductilidad del acero UAC-1,3C, a las velocidades de conformado industriales, es mayor que la ductilidad de los aceros UAC-1,8C e inoxidable AISI 304 y es similar a la del acero HSLA.
8. La ecuación de Garofalo constituye una herramienta muy importante y útil a la hora de predecir los esfuerzos que tienen lugar durante el proceso de conformado de un material. En este sentido, los datos experimentales de los ensayos de torsión, corregidos por la temperatura, nos permiten obtener expresiones de la ecuación de Garofalo que nos dejan predecir, para cada uno de los estados de deformación estudiados, los valores de esfuerzos y velocidades de deformación hasta al menos un orden de magnitud por encima y por debajo de los datos obtenidos en el laboratorio.
9. La ecuación de Garofalo obtenida a partir de los datos del estado de máximo en torsión, nos permite predecir los valores de velocidad de deformación y tensión

hasta dos órdenes de magnitud en Z , lo cual es suficiente para las variaciones que admite una instalación industrial. Por otro lado, la ecuación de Garofalo obtenida a partir del ajuste de los datos del estado de máximo en torsión y de los datos del estado estacionario en tracción explica adecuadamente el fenómeno estudiado.

APÉNDICE A

El enfriamiento de las probetas de torsión en el equipo de deformación del CENIM está controlado por una corriente de gas (argón generalmente) que, en función del caudal empleado, da lugar a variaciones en la velocidad de enfriamiento de la probeta. Este sistema se utiliza fundamentalmente para congelar estructuras después de la deformación en caliente y permite determinar el tamaño de grano recrystalizado dinámica o estáticamente, así como el tamaño de subgrano. No parece sencillo regular el caudal de gas de manera que se consiga una temperatura más o menos uniforme durante el todo el ensayo de torsión, debido a que, si bien la temperatura de la probeta aumenta debido al calor adiabático que se genera, dicho aumento no es uniforme a lo largo del ensayo. Esto obligaría a alguna técnica de control que permitiera variar el flujo de gas a medida que la temperatura de la probeta aumenta progresivamente. No obstante, este procedimiento resultaría bastante complicado y va más allá de los objetivos del presente estudio. Por otro lado, el aumento de la temperatura durante el ensayo de torsión es un factor importante que debe considerarse especialmente si tenemos en cuenta que, en los procesos de conformado industrial, las piezas se forjan, de manera que se presionan por medio de moldes fríos que absorben prácticamente todo el calor adiabático generado durante el conformado.

En el presente trabajo se ha propuesto un método para calcular el aumento de la temperatura debido al calor adiabático y, de esta forma, poder comparar aquellos datos de tensión y velocidad de deformación obtenidos a una misma temperatura de ensayo. Este análisis nos permitirá separar los efectos del calor adiabático de otros cambios microestructurales que pueden influenciar sobre la tensión de flujo.

Bajo condiciones adiabáticas, el aumento de la temperatura de la probeta durante el ensayo de torsión se puede considerar como el sumatorio de los incrementos de temperatura, ΔT , asociados a cada incremento de la deformación, $\delta \epsilon$. El incremento de la temperatura, ΔT , se puede calcular por medio de la siguiente expresión⁷⁹:

$$\int_{T_0}^{T_0+\delta T} \rho C dT = \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_0+\delta \epsilon} \sigma d\epsilon \quad (25)$$

donde ρ es la densidad y C es el calor específico del material. El término situado a la derecha de la ecuación (25), representa el trabajo realizado en el intervalo $\delta \epsilon$. Si integramos el lado izquierdo de la ecuación (25) y reagrupamos términos obtenemos:

$$\Delta T(K) = \frac{1}{\rho C} \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \quad (26)$$

donde ΔT representa la variación de la temperatura asociada al ensayo de torsión, desde el comienzo de la deformación hasta la rotura. Para calcular el aumento temperatura que tienen lugar para una deformación dada, la ecuación (26) se puede ajustar de la siguiente forma:

$$\Delta T_{0 \rightarrow \varepsilon_1}(K) = \frac{1}{\rho C} \int_0^{\varepsilon_1} \sigma d\varepsilon \quad \text{donde } \varepsilon_1 < \varepsilon_{\text{fractura}} \quad (27)$$

Dividiendo las expresiones (27) y (26) y reagrupando términos se obtiene:

$$\Delta T_{0 \rightarrow \varepsilon_1} = \frac{\int_0^{\varepsilon_1} \sigma d\varepsilon}{\int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon} \cdot \Delta T(K) \quad (28)$$

en donde se han eliminado las constantes ρ y C . El término del numerador representa el trabajo realizado en el intervalo de deformación desde $\varepsilon = 0$ hasta $\varepsilon = \varepsilon_1$ y el término del denominador representa el trabajo realizado durante todo el ensayo de torsión. La integral del numerador se puede calcular a partir del área bajo la curva de torsión en el intervalo de deformación desde $\varepsilon = 0$ hasta $\varepsilon = \varepsilon_1$. La integral del denominador se puede calcular a partir del área total debajo de la curva de torsión. En la Figura 4.32 se ilustra, a modo de ejemplo, los valores de las áreas bajo la curva de torsión en el intervalo de deformaciones desde $\varepsilon = 0$ hasta $\varepsilon = 2$ (azul), $\varepsilon = 0$ hasta $\varepsilon = 5$ (rojo) y $\varepsilon = 0$ hasta $\varepsilon = \text{rotura}$ (verde), para el ensayo de torsión realizado a $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ y $T = 1000^\circ\text{C}$. El área correspondiente a cada intervalo de deformaciones se calculó mediante un programa informático, a partir de la suma del área de los trapezoides inscritos por debajo de la curva de torsión. La longitud de la base de dichos trapezoides es función del número de puntos (par, número de vueltas) correspondientes a las curvas de torsión, que se introdujo en dicho programa. En general, el número de puntos que se introdujo fue de unos 5 para el intervalo de deformación hasta $\varepsilon = 2$ y de 10 para el intervalo de deformación hasta $\varepsilon = 5$. Así pues, la variación de temperatura en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$, se calculó dividiendo el área correspondiente a cada intervalo de deformación (7,71 y 22,33, respectivamente) entre el área total bajo la curva de torsión. La variación de temperatura en $\varepsilon = 2$ y $\varepsilon = 5$ es de 14 y 41°C , respectivamente, lo que supone una temperatura de la probeta de torsión para cada uno de estos estados de deformación de 1014 y 1041°C , respectivamente.

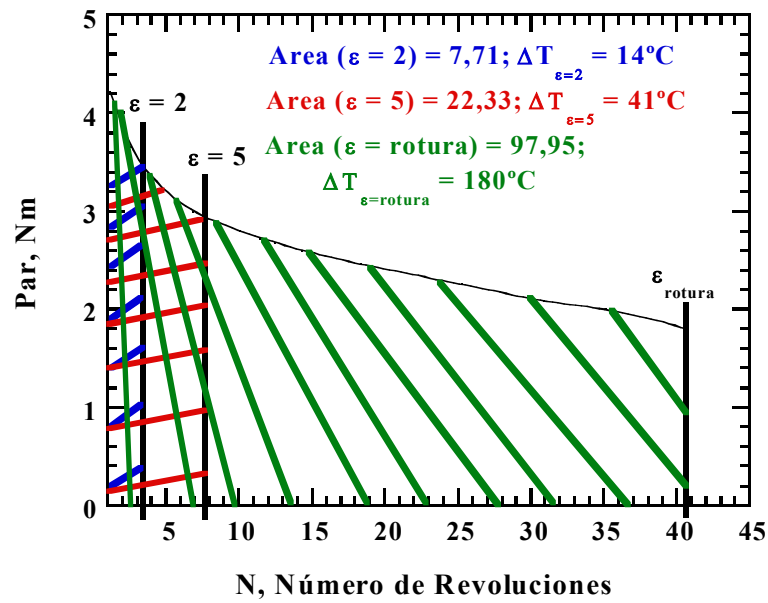


Figura 4.32. Cálculo del área bajo la curva de torsión, obtenida a $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ y $T = 1000^{\circ}\text{C}$, para los intervalos de deformación desde $\epsilon = 0$ hasta $\epsilon = 2$, $\epsilon = 0$ hasta $\epsilon = 5$ y $\epsilon = 0$ hasta $\epsilon = \text{rotura}$.

En la Tabla 4.X se muestran los datos de las áreas calculadas para los estados de deformación $\epsilon = 2$, $\epsilon = 5$ y $\epsilon = \text{rotura}$. Al mismo tiempo se muestran los valores de la temperatura corregida en cada uno de esos estados.

$T_0, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	$T_f - T_0, ^\circ\text{C}$	Area total	Area $\varepsilon=2$	Area $\varepsilon=5$	$T_{\varepsilon=2}, ^\circ\text{C}$	$T_{\varepsilon=5}, ^\circ\text{C}$
900	2	150	110,4	10,5	26,7	914	936
900	10	175	90,3	11,8	31,7	923	962
900	26	200	30,9	5,6	29,1	936	1088
950	2	53	174,9	8,3	21,7	953	957
950	10	224	101,3	9,1	25,7	970	1007
950	26	173	44,7	4,7	25,3	968	1048
1000	2	48	209,2	6,9	18,3	1002	1004
1000	5	60	118,2	7,4	20,5	1004	1010
1000	10	180	98,0	7,7	22,3	1014	1041
1000	26	180	71,7	1,1	22,0	1003	1055
1050	2	38	150,8	5,8	15,3	1051	1054
1050	5	82	92,8	6,4	17,8	1056	1066
1050	10	122	82,1	6,7	19,8	1060	1079
1050	26	110	62,2	2,7	18,8	1055	1083
1100	2	38	116,3	5,0	13,7	1102	1104
1100	5	63	77,5	4,8	14,4	1104	1112
1100	26	27	42,9	3,1	17,3	1102	1111
1150	2	19	83,7	3,7	10,6	1151	1152
1150	10	30	54,1	4,8	14,4	1153	1158
1150	26	30	40,3	2,4	14,6	1152	1161
1200	2	10	70,1	3,0	8,8	1200	1201
1200	10	20	20,2	4,2	12,8	1204	1213
1200	26	20	13,4	1,6	12,4	1202	1218

Tabla 4.X. Datos de áreas y temperaturas corregidas en los estados de deformación $\varepsilon = 2$, $\varepsilon = 5$, y $\varepsilon = \text{rotura}$.

4.5. REFERENCIAS

- ¹ J.J. Urcola Galarza y M. Fuentes Pérez, Rev. Metal. CENIM, vol. 16, 1980, núm. 5, pp. 263.
- ² C Rossard y P. Blain, Rev. Met., vol. 59, 1962, pp. 223.
- ³ R. Rauch, G.R. Canova, J.J. Jonas y S.L. Semiatin, Acta Metall., vol. 33, 1985, pp. 465.
- ⁴ F. Peñalba, M. Carsí, C. García, F. Zapirain y M.P. de Andrés, I.S.I.J. Int., vol. 32, 1992, pp. 232.
- ⁵ D. Hardwick y W.J.McG. Tegart, J. Inst. Metals, vol. 90, 1961, pp. 17.
- ⁶ J.J. Jonas, Mater. Sci. Eng. A, vol. 184, 1994, pp. 155-163.
- ⁷ P. Blain, Mem. Sci. Rev. Met., vol. 1, 1965, pp. 881.
- ⁸ O. D. Sherby y P.M. Burke, Prog. Mater. Sci., vol. 13, 1968, pp. 324.
- ⁹ R.W. Evans y B. Wilshire, "Introduction to Creep", Institute of Metals, 1993.
- ¹⁰ J.E. Harris y R.B. Jones. J. Nucl. Mater., vol. 10, 1963, pp. 10.
- ¹¹ O.A. Ruano, O.D. Sherby, J. Wadsworth y J. Wolfenstine, Scripta Mater., vol. 38, No. 8, 1998, pp. 1307.
- ¹² F.R.N. Nabarro, Report of a Conference on the strength of Solids, The Physical Society, London, 1948, pp. 75.
- ¹³ C. Herring, J. Appl. Phys. vol. 21, 1950, pp. 437.
- ¹⁴ R.L. Coble y Y.H. Guerard, J. Am. Ceram. Soc., vol. 46, 1963, pp. 353.
- ¹⁵ O.A. Ruano y O.D. Sherby, Revue Phys. Appl., vol. 23, 1988, pp. 625.
- ¹⁶ O. Ruano y O. Sherby, Rev. Metal. CENIM, vol. 19, Núm. 5, 1983, pp. 261.
- ¹⁷ M. Carsí, F. Peñalba, J. Ibáñez y G. González-Doncel, Mater. Lett., vol. 20, 1994, pp. 119.
- ¹⁸ J. Weertman, J. Appl. Phys., vol. 28, Núm. 10, 1957, pp. 1185.
- ¹⁹ J. Weertman, J. Appl. Phys., vol. 26, 1955, pp. 1213.
- ²⁰ C.R.Barret, L.L. Lytton y O.D. Sherby, Trans. AIME, vol. 239, 1967, pp. 170.
- ²¹ I.S. Servi y N.J. Grant, Trans. AIME, vol. 191, 1951, pp. 909.
- ²² O.D. Sherby y J.E. Dorn, Trans. AIME, vol. 197, 1953, pp. 324.
- ²³ O.D. Sherby, A. Goldberg y J.E. Dorn, Trans. ASM, vol. 46, 1954, pp. 681.
- ²⁴ C.R. Barret, W.D. Nix y O.D. Sherby, Trans. ASM, vol. 59, 1966, pp. 3.

- ²⁵ J. Weertman, en Proc. Second Int. Conf. On "Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures", ed. B. Wilshire y D.R.J. Owen, Pineridge Press, Swansea, UK, 1984, pp. 1.
- ²⁶ H.W. Mead y C.E. Birchenall, JOM Trans. AIME, vol. 206, 1956, pp. 1336.
- ²⁷ H.J. Frost y M. Ashby, Deformation-Mechanism Maps, Pergamon Press, Oxford, United Kingdom, 1982.
- ²⁸ S.L. Robinson y O.D. Sherby, Acta Metall., vol. 17, 1969, pp. 109.
- ²⁹ O.A. Ruano, A.K. Miller y O.D. Sherby, Mater. Sci. Eng., vol. 51, 1981, pp. 9.
- ³⁰ H.E. Evans, Scripta Metall., vol. 2, 1968, pp. 247.
- ³¹ R.L. Coble, J. Appl. Phys., vol. 34, 1963, pp. 1679.
- ³² H. Luthy, R.A. White y O.D. Sherby, Mater. Sci. Eng., vol. 39, 1979, pp. 211.
- ³³ O.D. Sherby, R.H. Klundt y A.K. Miller, Metall. Trans. A, vol. 8A, 1977, pp. 843.
- ³⁴ Y. Ohtakara, T. Nakamura y S. Sakui, Trans. ISIJ, vol. 12, 1972, pp. 36.
- ³⁵ J. P. Poirier, "Creep of Crystals", Cambridge University Press, 1985.
- ³⁶ M. Carsí, A. Fernández-Vicente, O.A. Ruano y O.D. Sherby, Mater. Sci. Tech., vol. 15, 1999, pp. 1087.
- ³⁷ C.R. Barrett y W.D. Nix, Acta Metall., vol. 13, 1965, pp. 1247.
- ³⁸ F. Garofalo, Trans. Met. Soc. AIME, vol. 227, 1963, pp. 227.
- ³⁹ I. Rieiro, "Estudio y resolución de la ecuación fenomenológica de Garofalo para la fluencia plástica en estado estacionario de materiales metálicos policristalinos, determinación de su capacidad de aplicación y base física", Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, 1997.
- ⁴⁰ J.J. Jonas, C.M. Sellars y W.J. McG. Tegart, Metall. Rev., núm. 130, 1969, pp. 1.
- ⁴¹ H. Luthy, A.K. Miller y O.D. Sherby, Acta Metall., vol. 28, 1975, pp. 163.
- ⁴² T.S. Kê, Phys. Rev., vol. 72, 1943, pp. 41.
- ⁴³ J.M.C. Li, Acta Metall., 1963, pp. 1269.
- ⁴⁴ E.W. Hart, Acta Metall., vol. 18, 1970, pp. 599.
- ⁴⁵ Y. Desalos, A. Le Bon, Traitement Thermique, vol. 145, 1980, pp. 59.
- ⁴⁶ T. Tanaka, Int. Met. Rev. Núm. 4, 1981, pp. 185.
- ⁴⁷ O.D. Sherby, R.H. Klundt y A.K. Miller, Metall. Trans. A, vol. 8A, 1977, pp. 843.
- ⁴⁸ D.S. Fields, Jr. y W.A. Backofen, Am. Soc. Test. Mater. Proc., vol. 57, 1957, pp. 1259.
- ⁴⁹ G.E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", 2nd edition, McGraw-Hill Book Company Inc., New York, 1976, pp. 378.

- ⁵⁰ N.H. Polakowski y E.J. Ripling, "Strength and Structure of Engineering Materials", Prentice-Hall, Inc., Englewood Cliffs, N.J., 1966, pp. 382.
- ⁵¹ A. Eichenger, "Hybuch der Werkstoffprüfung", vol. 2, Springer Verlag, Berlín, Germany, 1955, pp. 715.
- ⁵² W. Köster, Z. Metallkd., vol. 39, 1948, pp. 1.
- ⁵³ R. Rauch, G.R. Canova, J.J. Jonas y S.L. Semiatin, Acta Metall., vol. 33, 1985, pp. 465.
- ⁵⁴ D.J. Skinner, R.L. Bye, D. Raybould y A.M. Brown, Scripta Metall., vol. 20, 1986, pp. 867.
- ⁵⁵ B. Walser y O.D. Sherby, Metall. Trans. A, vol. 10A, 1979, pp. 1461.
- ⁵⁶ O.A. Ruano, J. Wadsworth y O.D. Sherby, J. Mater. Sci., vol. 20, 1985, pp. 3735.
- ⁵⁷ F. Peñalba, "Influencia de la deformación controlada de la austenita sobre las propiedades mecánicas de aleaciones férreas hipoeutectoides dopadas con vanadio y titanio. Acción de la precipitación de sus compuestos intermetálicos", Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, 1991.
- ⁵⁸ M. Carsí, Proyecto Novoprot, Informe Final.
- ⁵⁹ M. Carsí, F. Peñalba, O.A. Ruano y O.D. Sherby, Metall. Mater. Trans. A, vol. 28A, 1997, pp. 1913.
- ⁶⁰ T. Oyama, "Processing and properties of ultrahigh carbon steels", Ph.D. Dissertation, Dept. of Materials Science and Engineering, Stanford University, Stanford, California, 1984.
- ⁶¹ I. Rieiro, O.A. Ruano, M. Eddahbi y M. Carsí, J. Mater. Process. Tech., vol. 78, 1998, pp. 177.
- ⁶² I. Rieiro, M. Carsí y F. Peñalba, Rev. Metal. Madrid, vol. 32, 1996, núm. 5, pp. 321.
- ⁶³ M. Carsí, F. Peñalba, M.T. Larrea y O.A. Ruano, Mater. Sci. Eng. A, vol. 234-236, 1997, pp. 703.
- ⁶⁴ K.E. Hughes, K.D. Nair y C.M. Sellars, Met. Tech., vol. 1, 1974, pp. 161.
- ⁶⁵ C. Rossard, Rev. Metall., vol. 65, 1968, pp. 181.
- ⁶⁶ H.P. Stüwe, Z. Metallkd, vol. 56, 1965, pp. 633.
- ⁶⁷ C. Rossard y P. Blain, Rev. Mét., vol. 55, 1958, Publ. IRSID (174a), 1957, pp. 573.
- ⁶⁸ C.M. Sellars y J.A. Whiteman, Met. Sci., 1979, pp. 187.
- ⁶⁹ H.J. McQueen, J. Met., Abril, vol. 20, 1968, pp. 31.
- ⁷⁰ D.O. Barraclough y C.M. Sellars, Met. Sci., vol. 13, 1979, pp. 257.
- ⁷¹ D.J. Towle y T. Gladman, Met. Sci., vol. 13, 1979, pp. 246.

- ⁷² M. Carsí, V. López, F. Peñalba y O.A. Ruano, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 216, 1966, pp. 155.
- ⁷³ C.W. Andrews, *Met. Prog.*, vol. 58, 1950, pp. 85.
- ⁷⁴ M.F. Ashby y D.R.H. Jones, “An Introduction to Microstructures, Processing and Design”, *Engineering Materials 2*, New York, Pergamon Press, 1986, pp.109.
- ⁷⁵ D.E. Lesuer, C.K. Syn, J.D. Whittenberger, M. Carsí, O.A. Ruano y O.D. Sherby, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 317, 2001, pp. 101.
- ⁷⁶ F.J. Humphreys y M. Hatherly, “Recrystallization y Related Annealing Phenomena”, ed. Pergamon, Elsevier Science Ltd, Oxford, U.K., 1996.
- ⁷⁷ L.F. Coffin, Jr., *Proceedings “Fundamentals of Deformation Processing”*, Syracuse University Press, 1964, pp. 23.
- ⁷⁸ F. Peñalba, J. Ibáñez, M. Carsí, I. Rieiro y O.A. Ruano, *Proceedings de la VI Reunión Nacional de Materiales*, San Sebastián, 1999, pp. 187.
- ⁷⁹ C.A Hernández, S.F. Medina y J. Ruiz, *Acta Mater.*, vol. 44, núm. 1, 1996, pp. 155.

5. DESARROLLO DE TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS EN LOS ACEROS UAC-1,3C Y UAC-1,5C

5.1. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS PARA LA OBTENCION DE ESTRUCTURAS ESFEROIDALES

5.1.1. INTRODUCCION

En general, el procesado de los materiales permite mejorar la microestructura de partida de los mismos, de manera que ello repercute de forma positiva en sus propiedades mecánicas. Como ya se ha indicado en la introducción general, en el caso de los aceros de ultraalto contenido en carbono la microestructura óptima, que da lugar a mejores propiedades mecánicas, se caracteriza por una dispersión homogénea de carburos de pequeño tamaño, en una matriz de ferrita de pequeño tamaño de grano^{1,2}.

El número de rutas termomecánicas desarrolladas para la obtención de esta microestructura incluyen, generalmente, procesos de deformación en rangos elevados de temperatura. Dichos procesos conllevan, al mismo tiempo, deformaciones elevadas que permiten afinar la microestructura, reduciendo el tamaño de grano austenítico que se alcanza a temperaturas de deformación altas (del orden de 1150°C) y disminuyendo el tamaño de los carburos que precipitan a temperaturas superiores a T_{A1} y a temperaturas bajas (del orden de 600°C). Este tipo de rutas requiere la utilización de equipos con capacidad para llevar a cabo grandes reducciones, facilitando el procesado del material en un amplio rango de temperaturas. No obstante, este tipo de procesados, aunque bastante satisfactorio desde el punto de vista de la microestructura, se hace inviable desde el punto de vista económico debido a las altas temperaturas que se emplean durante los mismos y los elevados intervalos de tiempo que dan lugar a un aumento del gasto energético.

En el presente capítulo se han diseñado varias rutas de procesados en dos aceros con ultraalto contenido en carbono (1,3%C y 1,5%C) y con un contenido bajo en aleantes. Se pretende procesar termomecánicamente estos dos aceros con el fin de obtener una microestructura de carburos esferoidales de pequeño tamaño, embebidos en una matriz de ferrita de pequeño tamaño de grano. A diferencia de las rutas ya existentes, se pretende reducir el intervalo de temperaturas, tiempo durante el procesado y el grado de reducción a la que se somete el material, de manera que permita la obtención de un producto final barato, utilizable por la industria.

5.1.2. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS EMPLEADOS

Las rutas diseñadas para el procesado de los materiales de partida han sido dos. Ambas rutas se llevaron a cabo a través de dos etapas, en la primera se produjo la deformación del material a alta temperatura y en la segunda se realizó un tratamiento térmico de la estructura obtenida previamente. El objetivo de la primera etapa consiste en globulizar los carburos procedentes de la cementita proeutectoide, mientras que el objetivo de la segunda etapa consiste en obtener carburos esferoidales procedentes de la cementita eutectoide. Adicionalmente, durante el tratamiento térmico se globulizan algunos de los carburos proeutectoides de elevado tamaño, que permanecen sin esferoidizar tras la primera etapa. El tamaño de las probetas de los materiales de partida fue de 60 mm x 30 mm x 30 mm.

1) Ruta A

Consta de dos etapas. En la primera etapa, los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C se calentaron a una temperatura de 950°C. Dicha temperatura se encuentra en la frontera entre la región de austenita y cementita y la región de austenita pura del diagrama Fe-C, en el caso del acero UAC-1,3C, y en la región de austenita y cementita, en el caso del acero UAC-1,5C. A continuación, se forjaron durante el enfriamiento hasta una temperatura de alrededor de 800°C. El valor de la deformación durante la forja estuvo comprendido en el rango de $\varepsilon = 1$ a $\varepsilon = 1,5$ y el valor de la velocidad de deformación empleada fue de unos 10 s^{-1} . Después del procesado, se dejaron enfriar al aire hasta temperatura ambiente. En la segunda etapa, los

aceros UAC, previamente forjados, se recocieron a 780°C durante una media hora y se dejaron enfriar al aire.

2) Ruta B

Consta también de dos etapas. En la primera etapa, los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C se calentaron a una temperatura de 850°C y se forjaron durante el enfriamiento hasta unos 700°C aproximadamente. El valor de la deformación dada durante la forja osciló en el rango de $\varepsilon = 1$ a $\varepsilon = 1,5$ y el valor de la velocidad de deformación empleada fue de unos 10 s^{-1} . Seguidamente se dejaron enfriar en aire hasta temperatura ambiente. En la segunda etapa, los aceros UAC, previamente forjados, se recocieron a 780°C durante media hora y se enfriaron en aire hasta temperatura ambiente.

5.1.3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1.3.1. Acero UAC-1,3C

La microestructura de partida del acero UAC-1,3C se muestra en la Figura 5.1. Dicha microestructura está formada por colonias de perlita gruesa junto con alguna zona de carburos procedentes de la cementita proeutectoide.

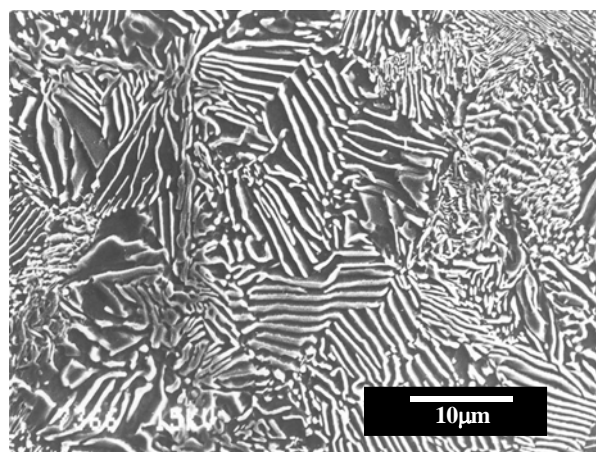


Figura 5.1. Microestructura de partida del acero UAC-1,3C.

La Figura 5.2 muestra la microestructura del acero UAC-1,3C tras la primera etapa de la ruta A. La microestructura obtenida consiste en colonias de perlita de pequeño espaciado

interlaminar y una red de carburos proeutectoides en las fronteras de los granos. Esta red proeutectoide precipitó en las fronteras de grano de la austenita durante el calentamiento inicial hasta la temperatura de deformación. Dicha red de carburos presenta un aspecto curvo y sinusoidal y un espesor alrededor de 1 μm .

En la Figura 5.3 se muestra la microestructura del acero UAC-1,3C obtenida tras la primera etapa de la ruta B. Dicha microestructura está formada por carburos esferoidales, de un tamaño inferior a 2 μm , carburos alargados con un espesor de unos 1,5 μm y perlita. El espaciado interlaminar de la perlita obtenido tras la ruta B es mayor que tras el procesado a 950°C.

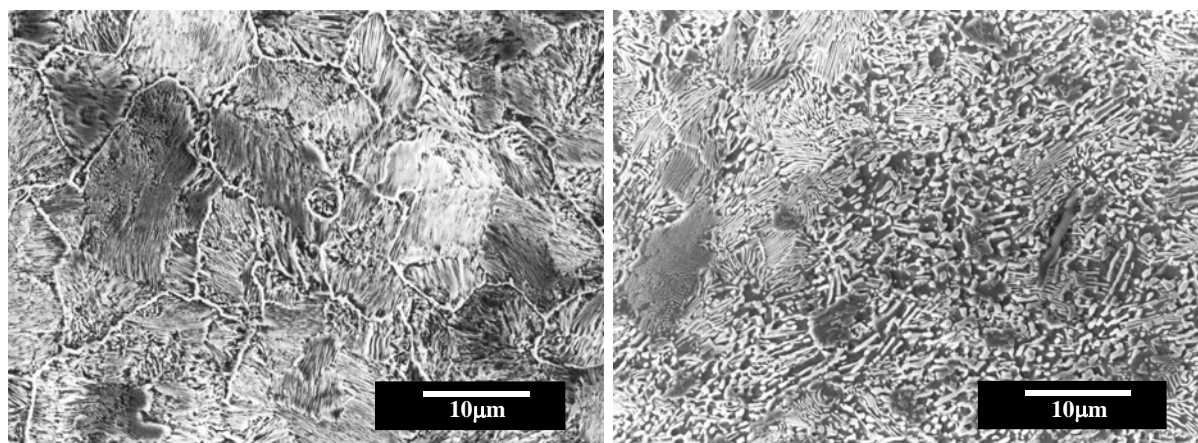


Figura 5.2. Microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 950°C. **Figura 5.3.** Microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 850°C.

La microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C (segunda etapa ruta A) se muestra en la Figura 5.4. Dicha microestructura consiste en partículas esferoidales procedentes de la cementita proeutectoide y eutectoide. El tamaño de las partículas procedentes de la cementita proeutectoide (entre 2 y 3 μm) es mayor que el de las procedentes de la cementita eutectoide (comprendido entre 0,5 y 1 μm).

En la Figura 5.5 se muestra la microestructura del acero UAC-1,3C después de la segunda etapa de la ruta B (forja a 850°C y recocido a 780°C). Dicha microestructura consiste en carburos esferoidales de pequeño tamaño, procedentes de la cementita eutectoide y proeutectoide. El tamaño medio de los carburos procedentes de la cementita eutectoide es menor a 1 μm y el de los procedentes de la cementita proeutectoide está comprendido entre 1 y 2 μm .

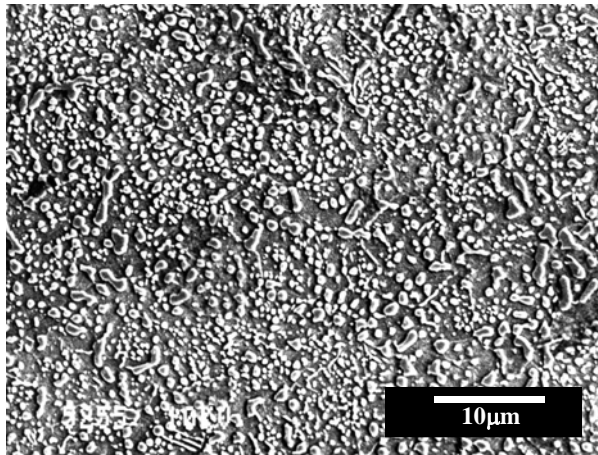


Figura 5.4. Microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C.

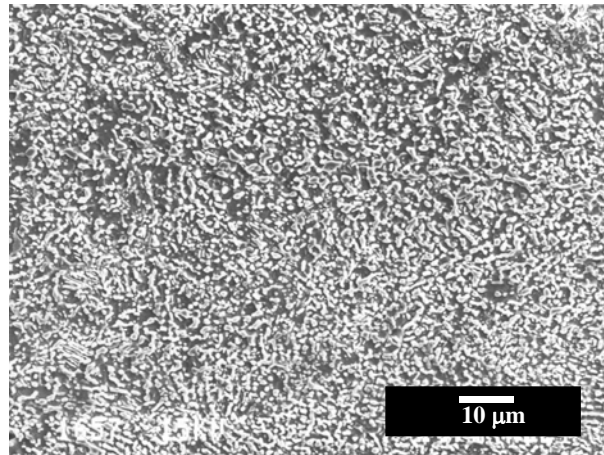


Figura 5.5. Microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 850°C y recocido a 780°C.

5.1.3.2. Acero UAC-1,5C

En la Figura 5.6 se muestra la microestructura de partida del acero UAC-1,5C, formada por colonias de perlita gruesa y partículas de segunda fase (Fe_3C) de elevado tamaño. El tamaño de estas partículas de cementita proeutectoide es, en algunos casos, de alrededor de 20 µm.

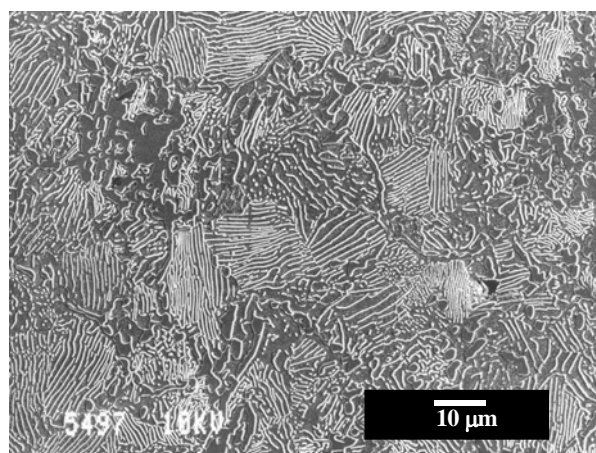


Figura 5.6. Microestructura de partida del acero UAC-1,5C.

La Figura 5.7 muestra la microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C (primera etapa de la ruta A). Se observan colonias de perlita, rodeadas de una cadena

de carburos proeutectoides con un espesor comprendido entre 2 y 5 μm . En algunas zonas el tamaño de los carburos proeutectoides es similar al de la microestructura de partida.

La microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 850°C (primera etapa ruta B) se muestra en la Figura 5.8 y consiste en perlita y carburos esferoidales y alargados de elevado tamaño (unas 8 μm), procedentes de la cementita proeutectoide. También se observan carburos esferoidales de tamaño menor a 2 μm procedentes de la cementita eutectoide.

En la Figura 5.9 se muestra la microestructura del acero UAC-1,5C tras la segunda etapa de la ruta A. Dicha microestructura consiste en carburos esferoidales de pequeño tamaño (entre 0,5 y 1,5 μm) y cadenas semi-continuas de carburos proeutectoides (de un espesor de unas 2 μm) procedentes de la perlita y de la red proeutectoide de la microestructura de post-forja, respectivamente. Excepcionalmente se encontraron carburos esferoidales procedentes de la red proeutectoide. En algunas zonas se observó perlita.

La microestructura del acero UAC-1,5C tras la segunda etapa de la ruta B, se muestra en la Figura 5.10. Dicha microestructura consiste en carburos esferoidales procedentes de la perlita obtenida tras la primera etapa de la ruta B y carburos proeutectoides procedentes de las partículas de cementita proeutectoide rotas tras la primera etapa de la ruta B. El tamaño medio de los primeros es menor a 1,5 μm y el de los segundos es de, aproximadamente, unas 5 μm .

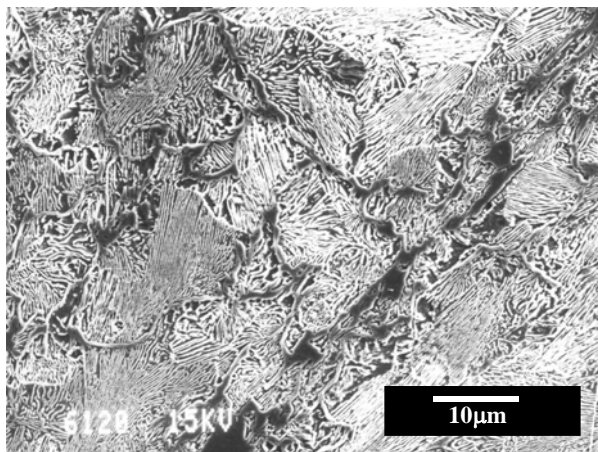


Figura 5.7. *Microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C.*

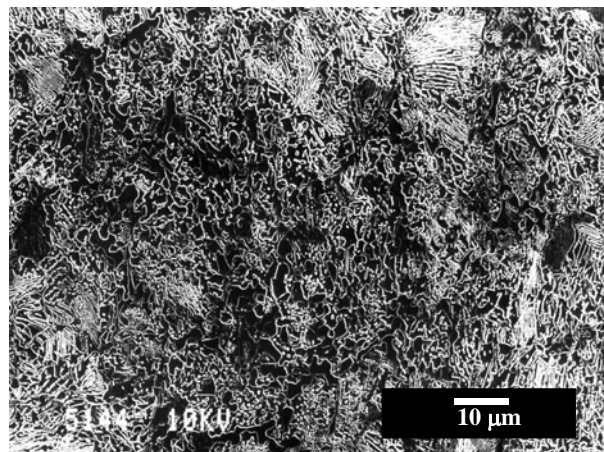


Figura 5.8. *Microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 850°C.*

Se observa, claramente, que los tamaños de los carburos proeutectoides, que se obtienen tras los procesados a través de las rutas A y B, son mayores en el caso del acero

UAC-1,5C que en el caso del acero UAC-1,3C. Al mismo tiempo, la diferencia de tamaño entre los carburos eutectoides y proeutectoides en el acero UAC-1,3C es mucho menor que en el acero UAC-1,5C.

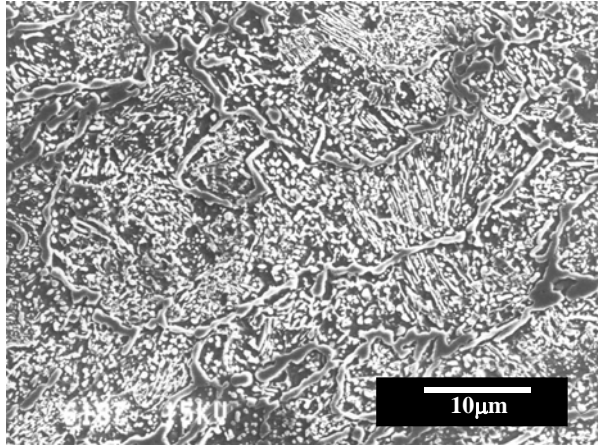


Figura 5.9. Microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C.

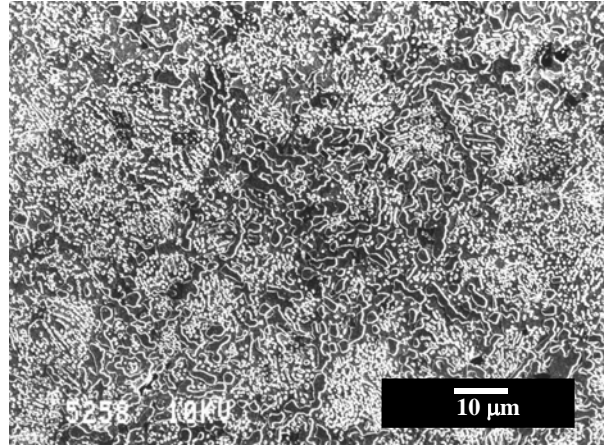


Figura 5.10. Microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 850°C y recocido a 780°C.

5.1.4. DISCUSIÓN

5.1.4.1. Microestructura después de la etapa de forja

Como ya se indicó en la introducción a este capítulo, el objetivo fundamental de la etapa de forja, en ambas rutas, consiste en la obtención de carburos esferoidales procedentes de la cementita proeutectoide. En general, los carburos proeutectoides precipitan en las fronteras de los granos de austenita, durante el calentamiento a la temperatura de deformación y durante el enfriamiento en la región de austenita y cementita.

5.1.4.1.1. Ruta A

Las Figuras 5.2 y 5.7 muestran que, durante la primera etapa de la ruta A, en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, no se rompe la red de carburos proeutectoides, que precipita en las fronteras de los granos austeníticos durante el calentamiento inicial, no se rompe en partículas de menor tamaño. Tras la etapa de forja, los carburos proeutectoides aparecen en forma de red alrededor de las colonias de perlita, formadas por la transformación de austenita, durante el enfriamiento por debajo de la temperatura eutectoide. Los procesos que tienen lugar durante la forja se pueden explicar de la siguiente manera.

Durante la forja desde 950°C hasta 850°C y, teniendo en cuenta el valor de la deformación ($\varepsilon \cong 1,5$), las partículas de cementita proeutectoide se deforman plásticamente, sin llegar a la fractura. Esto se debe a que la dureza de la cementita a esta temperatura es baja, lo que favorece su comportamiento dúctil^{3,4}. Diversos estudios realizados mediante microscopía electrónica de transmisión muestran que la cementita puede deformar plásticamente a temperaturas elevadas, de unos 700°C^{5,6}. La plasticidad de la cementita durante el procesado se demuestra por el perfil curvo y sinusoidal que presenta la red proeutectoide alrededor de las colonias de perlita (Figura 5.2). En la Figura 5.11 se muestra un detalle de la parte central de la Figura 5.2, en donde se observa el aspecto deformado de los carburos proeutectoides tras la etapa primera de la ruta A. Destaca la zona central, en donde se observa perlita rodeada por una red circular de cementita proeutectoide. En la Figura 5.12 se muestra la microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja en el intervalo de temperaturas desde 1050 hasta 900°C, aproximadamente. A diferencia de la muestra forjada a 950°C, las colonias de perlita adquirieron un aspecto más o menos equiaxial y poligonal, lo que significa que la deformación se realizó, prácticamente, en la región de austenita pura y que, durante el enfriamiento, la cementita proeutectoide precipitó en los bordes de los nuevos granos de austenita, sin llegar a deformar plásticamente.

En la Figura 5.11 se observan, también, zonas donde la red proeutectoide no presenta un aspecto continuo sino que se encuentra dividida en carburos separados entre sí. Esto indica que, durante la deformación, la red proeutectoide se rompe en algunas zonas. Por ello, cabe esperar que para temperaturas de deformación más bajas, a igualdad en el valor de ε , la red proeutectoide se rompa completamente. Finalmente, cabe indicar que, durante el

enfriamiento, a la temperatura de la transformación eutectoide, tiene lugar la reacción perlítica y la austenita se transforma en perlita.

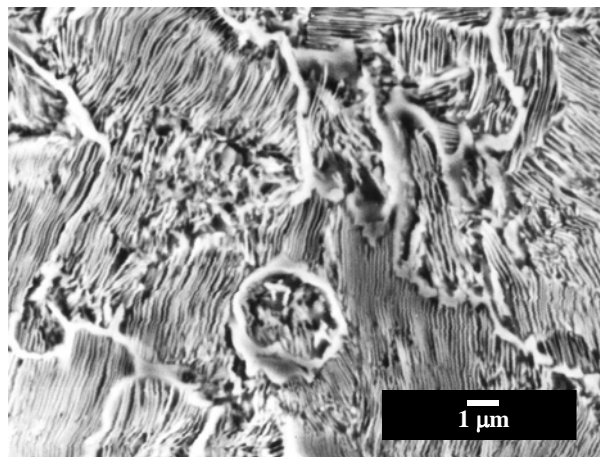


Figura 5.11. *Detalle de la microestructura del acero UAC-1,3C después de la forja a 950°C.*

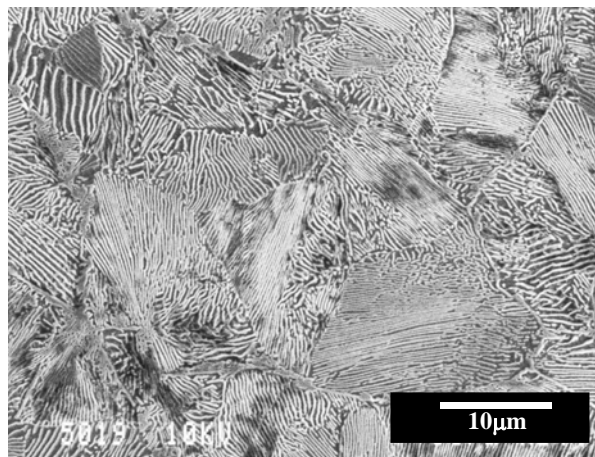


Figura 5.12. *Microestructura del acero UAC-1,3C-0,2Cr después de la forja a 1050°C.*

5.1.4.1.2. Ruta B

Durante la etapa de forja de la ruta B, la red proeutectoide que se forma alrededor de los granos de austenita, durante el calentamiento inicial, se rompe en partículas de menor tamaño (Figuras 5.3 y 5.8). La ruptura de los carburos proeutectoides se debe al aumento de la dureza asociado a la disminución de la temperatura de forja (700-850°C)^{3,4}. La presencia de regiones de perlita indica que la forja se realizó a temperaturas mayores que la temperatura de transformación eutectoide, dado que, en caso contrario, se habría obtenido perlita esferoidal.

En general, la diferencia fundamental entre las microestructuras de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, que se obtienen tras la primera etapa de forja de la ruta B, reside en el tamaño de los carburos, especialmente los procedentes de la cementita proeutectoide. Dicha diferencia de tamaños viene dada por la diferencia del espesor de la red proeutectoide, que se forma a la temperatura de calentamiento inicial, debido al diferente contenido en carbono de ambos aceros. Así, en el caso del acero UAC-1,3C, la cadena de carburos proeutectoides se

rompe mediante la forja a temperaturas bajas (850°C-700°C) y con deformaciones similares a las empleadas en la industria, e inferiores a las generalmente empleadas en las rutas tradicionales. Sin embargo, en el acero UAC-1,5C, las deformaciones empleadas son insuficientes para romper la red proeutectoide inicial en partículas de pequeño tamaño. En este caso, sería necesario aumentar el valor de ϵ para reducir, aún más, el tamaño de los carburos proeutectoides, lo cual, dadas las bajas temperaturas a las que se realiza la deformación, requeriría aumentar considerablemente los esfuerzos a los que se somete el material, con el consiguiente peligro de daño hacia el equipo o instalación de conformado.

En resumen, los resultados obtenidos a través de la etapa de forja de las rutas A y B, realizadas en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, indican que, únicamente mediante el empleo de bajas temperaturas de conformado (ruta B) y sólo en el caso del material de 1,3C, se rompe la cadena de carburos proeutectoides que precipita en las fronteras de los granos de austenita. En las Figuras 5.13 y 5.14 se muestran las gráficas de la temperatura frente al tiempo de procesado para el caso de las rutas empleadas tradicionalmente y para el caso de la ruta B desarrollada en el presente trabajo, respectivamente. Se observa que el balance de energía empleado durante el tratamiento termomecánico diseñado en el presente trabajo es mucho menor que el correspondiente a los tratamientos termomecánicos utilizados tradicionalmente. Así pues, la ruta B desarrollada en el presente trabajo representa un ahorro económico importante con respecto a las rutas termomecánicas generalmente empleadas, en las que tanto el intervalo de temperaturas como el de ϵ , durante el que tiene lugar la etapa de conformado, es bastante mayor.

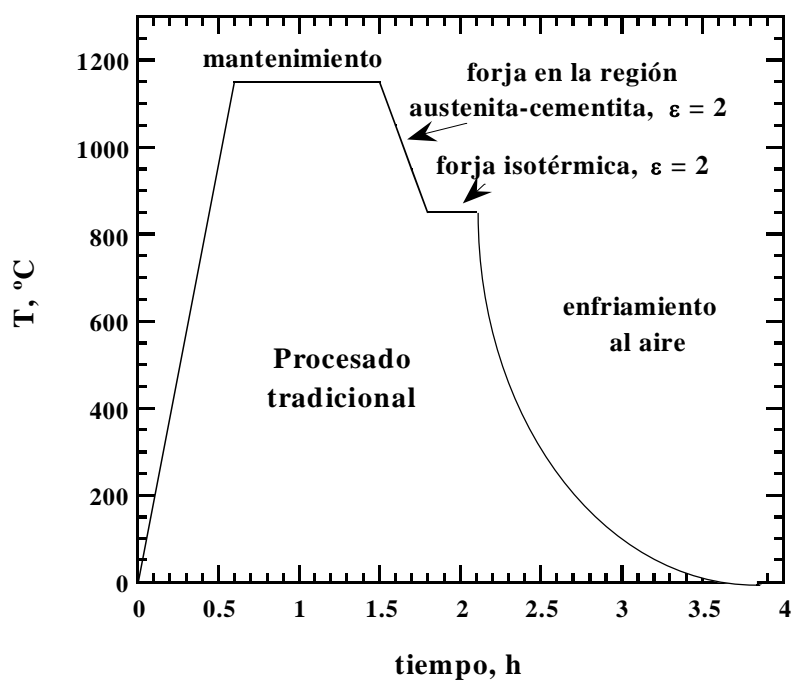


Figura 5.13. Gráfica de la temperatura frente al tiempo de la ruta de procesamiento empleada en los tratamientos térmicos tradicionales.

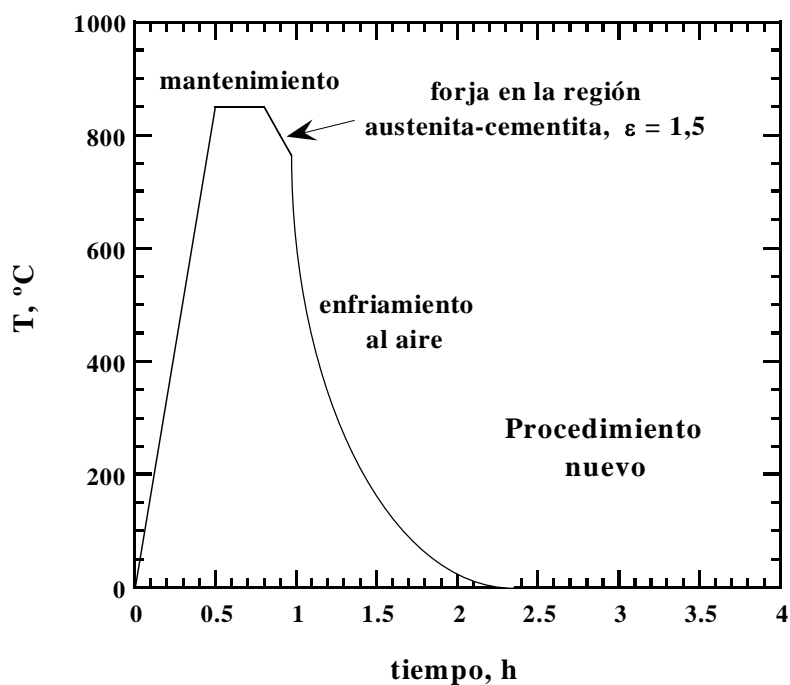


Figura 5.14. Gráfica de la temperatura frente al tiempo de la ruta B.

5.1.4.1.3. Influencia de la composición química en el espesor de la red de cementita proeutectoide durante la etapa de forja

En el rango de deformaciones del presente trabajo y como se ha indicado en el apartado anterior, uno de los factores que más importancia tiene durante el conformado de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C para la obtención de carburos proeutectoides esferoidales, es el espesor inicial de la red proeutectoide que precipita en las fronteras de los granos de austenita. Los trabajos existentes sobre aceros UAC indican que una de las variables que más influencia tiene en el espesor final de la red proeutectoide, es la composición química de cada acero^{7,8,9,10}. La mayor diferencia en la composición química de los dos aceros estudiados la encontramos en el porcentaje de carbono, silicio y molibdeno. El efecto de cada uno de estos elementos sobre el espesor de los carburos se comenta a continuación.

En general, el elemento que más influye en el espesor de los carburos proeutectoides es el carbono. El aumento del espesor de los carburos proeutectoides con el contenido en C se explica a través del diagrama de equilibrio Fe-C de la Figura 5.15. Por la regla de la palanca se comprueba que, dada una temperatura de austenización comprendida entre la A_{cm} (temperatura a la cual se produce la transición desde la región de austenita y cementita a la región de austenita pura) y la A_1 (temperatura a la cual se produce la transformación eutectoide), la cantidad de cementita proeutectoide que precipita durante el enfriamiento aumenta con el contenido en carbono. Así pues, para una misma temperatura de procesado, el espesor de la red proeutectoide que se obtiene en el acero UAC-1,3C será menor que el del acero UAC-1,5C. Las microestructuras de las Figuras 5.2 y 5.7 confirman esto.

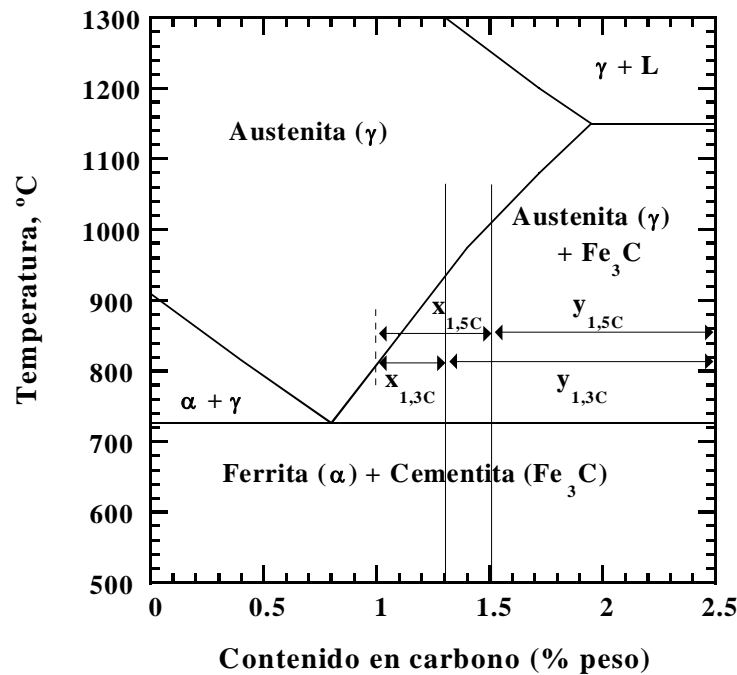


Figura 5.15. Diagrama $Fe-C^{II}$. Se indican las longitudes de las líneas utilizadas para el cálculo de las cantidades relativas de las fases cementita y ferrita.

Para comprobar el efecto del contenido en Si sobre la formación de la red proeutectoide se eligió un acero de 1,3% en C y con un contenido en aleantes similar al del acero UAC-1,3C excepto por el contenido en Si, el cual fue de 0,2% en peso y, por tanto, menor que el contenido en Si del acero UAC-1,3C estudiado en el presente trabajo (ver procedimiento experimental). Dicho acero con un contenido en Si de un 2%, al que se denominará UAC-1,3C-0,2Si, se forjó a la temperatura de 1050°C. En la Figura 5.16 se muestra la microestructura que se obtuvo tras la forja y el enfriamiento al aire. Esta microestructura consiste en colonias de perlita rodeadas de una red proeutectoide cuyo espesor es ligeramente mayor que el de la red proeutectoide en la microestructura de la Figura 5.2. Este resultado se debe al efecto del silicio como inhibidor de la formación de cementita en las fronteras de los granos de austenita.

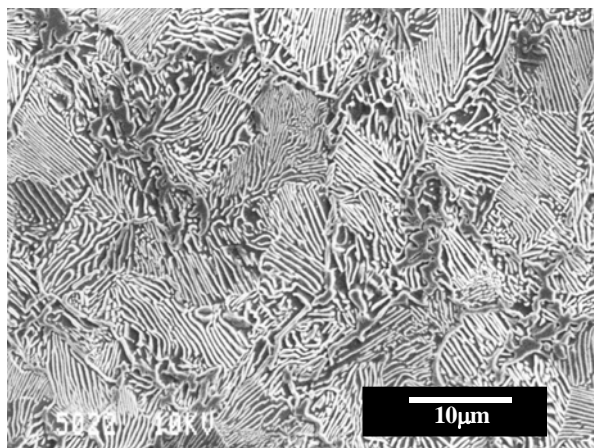


Figura 5.16. Microestructura del acero UAC-1,3C-0,2Si después de la forja a 1050°C.

El papel del Si en la formación de carburos proeutectoides ha sido estudiado ampliamente. A modo de resumen, el Si es un elemento que difunde con dificultad en la austenita y favorece la formación de ferrita de manera estable¹², al mismo tiempo que no entra a formar parte de la fase cementita¹³. El Si se acumula en la intercara austenita-cementita dando lugar a un aumento de la actividad del carbono¹⁴ y, por tanto, a una disminución del gradiente local de la actividad de este elemento¹². El resultado consiste en una reducción de la cantidad de cementita proeutectoide que precipita en frontera de grano. Ando y col. realizaron medidas del perfil de concentración de carbono en la intercara austenita-cementita de un acero con 1C-1.5Cr-0.3Si para diferentes temperaturas de austenización y encontraron que la concentración de carbono en austenita era independiente de la posición en la matriz a lo largo de una dirección perpendicular a la intercara¹⁵. Basándose en este resultado, estos autores concluyeron que el proceso de engrosamiento de los carburos en frontera de grano no era controlado por la difusión de carbono en la austenita, y sugirieron que engrosamiento de la red de carburos podría deberse al efecto del Si en el aumento de la actividad del C en la intercara austenita/cementita.

Conviene comentar brevemente el efecto de otros elementos de aleación como Cr, Mo y Mn. Al contrario que el Si, el Mn y el Cr se caracterizan por su disolución en la fase de cementita. Esto se debe a que Cr y Mn pueden incorporarse a la estructura ortorrómbica de la cementita mediante la sustitución de átomos de hierro¹⁶. El Cr se caracteriza especialmente por su tendencia a formar carburos estables del tipo $(Fe,Cr)_3C$, los cuales necesitan de mayor temperatura o tiempo a la hora de disolverse. Aunque el Mn forma también carburos del tipo Mn_3C , estos son completamente miscibles, con lo que el efecto del Mn en la cinética de crecimiento de carburos es prácticamente despreciable. Mn y Mo aumentan la afinidad de la

austenita por el carbono, lo que implica un aumento de la difusión del carbono en austenita y favorece, por tanto, la precipitación de carburos. Por otro lado, a igualdad de porcentaje en peso, el Mo incrementa la afinidad de la austenita por el carbono en un mayor grado que el Mn¹⁴.

En general, se observa que un aumento del contenido de los elementos de aleación (especialmente el Si) resulta beneficioso, durante el proceso de conformado, para la obtención de una estructura de carburos de pequeño tamaño. No obstante, el aumento del contenido en aleantes conlleva un aumento del precio del producto final encareciéndolo y haciéndolo menos atractivo desde el punto de vista de la industria. Por ello, en el presente trabajo se seleccionaron dos aceros UAC con bajo contenido en aleantes, que no añadiera un coste adicional al producto final.

5.1.4.2. Microestructura después de la etapa de recocido

5.1.4.2.1. *Disolución de los carburos y formación de partículas esferoidales (consideración teórica)*

Los objetivos principales del tratamiento de recocido consisten en: 1) la obtención de partículas esferoidales procedentes de la cementita eutectoide (perlita) (microestructura de post-forja ruta A y B) y 2) obtención de partículas esferoidales procedentes de la red proeutectoide (microestructura de post-forja de la ruta A) y de las partículas de cementita proeutectoide alargadas procedentes de la ruptura de la red proeutectoide (microestructura de post-forja de la ruta B). En las Figuras 5.4, 5.5, 5.9 y 5.10 se muestran las microestructuras de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C obtenidas después de la etapa de recocido de las rutas A y B. A continuación, se describe el proceso de formación de los carburos esferoidales y los mecanismos por los cuales se produce la disolución de los carburos eutectoides y proeutectoides, durante la etapa de recocido.

Durante el tratamiento de recocido, los aceros se calientan hasta una temperatura de unos 780°C, situada, ligeramente, por encima de la temperatura de transformación A₁. A esta temperatura, muchos de los carburos de la perlita se disuelven en el hierro- γ y se forma una distribución no uniforme de carbono, junto con partículas de cementita eutectoide no disueltas

completamente^{10,18}. Por otro lado, tanto la red de carburos proeutectoide (ruta A) como las partículas alargadas de cementita proeutectoide (ruta B) se disuelven parcialmente y se separan en partículas de menor tamaño¹⁷. En la Figura 5.9 se observan las filas de carburos proeutectoides alargados, obtenidos tras la segunda etapa de la ruta B en el acero UAC-1,5C, procedentes de la disolución de la red inicial. Durante el enfriamiento, tanto las regiones de austenita con concentración no uniforme de carbono como las partículas de cementita eutectoide y proeutectoide no disueltas actúan como centros de nucleación sobre los que se produce la transformación divorciada de la perlita (DET)^{18,19}. La microestructura final consiste en una distribución, en tamaño, de carburos esferoidales procedentes de la cementita proeutectoide y eutectoide, embebidos en una matriz de ferrita. Los carburos de mayor tamaño se asocian a la cementita proeutectoide y los de menor tamaño a la cementita eutectoide. En el presente estudio, para evitar confusión entre los carburos que se obtienen después de la etapa forja y aquellos que se obtienen tras la segunda etapa de recocido, se empleó la siguiente nomenclatura. Tanto los carburos proeutectoides como los eutectoides, obtenidos tras la etapa de forja, se denominaron sin cambiar sus nombres, mientras que los carburos procedentes de la cementita proeutectoide y eutectoide, obtenidos tras la etapa de recocido, se denominaron carburos primarios y secundarios, respectivamente.

Los estudios sobre la cinética de la disolución de los carburos eutectoides (perlita) indican que el proceso de disolución de la perlita se produce de dos formas: 1) por un proceso de disolución lateral en la intercara ferrita/cementita y 2) por un proceso de disolución de bordes de las láminas de perlita que usualmente acaban en las fronteras de los granos^{20,21}. Con el fin de comprobar dichos procesos de disolución, se analizaron con más detalle las microestructuras obtenidas después del tratamiento de recocido de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.

En las Figuras 5.17 y 5.18 se muestran diferentes estados de transformación de la perlita en el acero UAC-1,3C, después de un tratamiento de recocido a 780°C durante 5 minutos. En el lado izquierdo de la Figura 5.17 se observa el aspecto difuminado de la perlita debido al proceso de disolución lateral. Este aspecto difuso se correspondería con la disolución lateral de las láminas de perlita durante el calentamiento y la posterior precipitación del carbono, de manera inhomogénea, alrededor de las láminas de perlita. En la Figura 5.18 se observa que los bordes de las láminas de perlita se han disuelto en las fronteras de las colonias de perlita y se ha producido el engrosamiento y esferoidización de las mismas

(se indica mediante círculos). La esferoidización de los bordes de las láminas se debe a la reprecipitación durante el enfriamiento del carbono disuelto en la austenita.

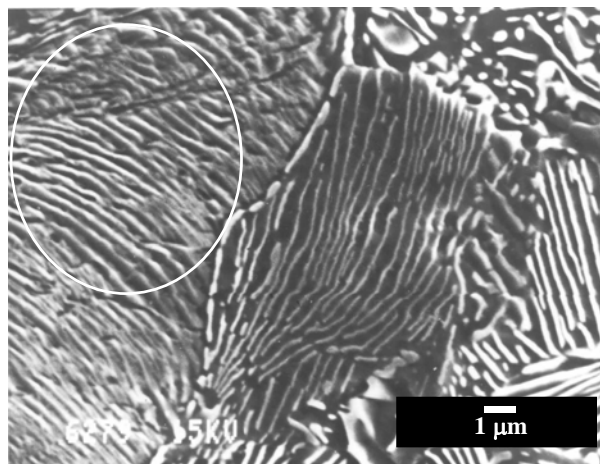


Figura 5.17. *Detalle de la microestructura de un acero UAC con 1,1%C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C.*

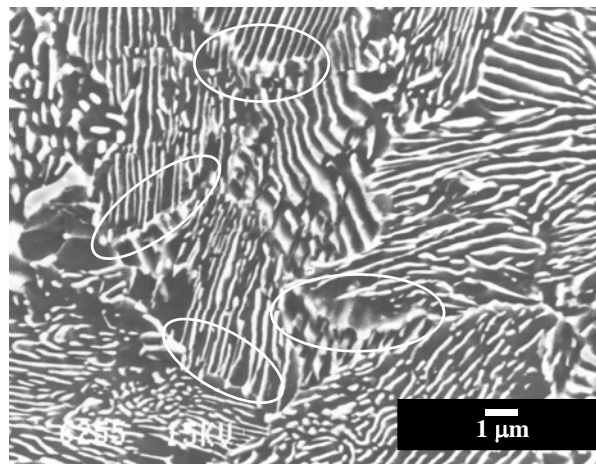


Figura 5.18. *Detalle de otra zona del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C*

En general, los mecanismos por los cuales se disuelven los carburos proeutectoides son similares a los de disolución de la perlita. Qian estudió diferentes etapas de la disolución de los carburos formados en una aleación Fe-1.72Cr-2.54C, mediante la observación in situ a través de un microscopio de alta temperatura²². Este autor encontró que, durante el proceso de disolución, el espesor de los carburos disminuye progresivamente, de manera que se forma un perfil de aguja o en forma de punta, hasta producirse la separación del carburo de partida en partículas de menor tamaño. Qian observó que los procesos de disolución de los carburos pueden iniciarse y desarrollarse en cualquier parte de la intercara matriz-carburo, sin preferencia por las zonas con perfil de mayor curvatura. En la Figura 5.19 se muestra un detalle de la microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C durante 5 minutos, en donde se observan diferentes estadios de la disolución de red proeutectoide. Con la letra A se indican aquellas partículas alargadas de cementita proeutectoide, cuyo espesor disminuye progresivamente conforme nos movemos hacia el centro de la partícula, debido al mecanismo de disolución lateral en la intercara matriz-carburo. A medida que avanza el proceso de disolución, las partículas de cementita proeutectoide adquieren un perfil en forma de aguja (se indica con la letra B) hasta que,

finalmente, se produce la disolución del tramo de cementita que conecta ambos lados del carburo proeutectoide y se divide en dos partículas de menor tamaño y menor espesor que los de la partícula inicial (letra C).

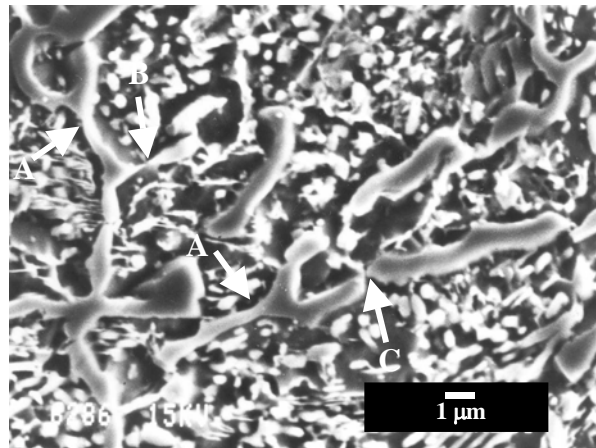


Figura 5.19. Detalle de la microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 950°C y recocido a 780°C.

5.1.4.2.2. Comparación de los tratamientos de recocido en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C

Los resultados microestructurales obtenidos tras los tratamientos de recocido de las rutas A y B indican que, únicamente, en el caso del acero UAC-1,3C se obtiene una microestructura completa de carburos esféricos procedentes de la cementita eutectoide y proeutectoide (carburos secundarios y primarios, respectivamente), en una matriz de ferrita (Figuras 5.4 y 5.5). En contraste, la microestructura del acero UAC-1,5C consiste en carburos secundarios esféricos y carburos primarios alargados (Figuras 5.9 y 5.10). Como se observa, el problema fundamental, durante el tratamiento de recocido, reside en la obtención de carburos esféricos procedentes de la cementita proeutectoide (carburos primarios).

En general, el tamaño de los carburos primarios esféricos que se obtienen tras la etapa de recocido es función del espesor de la red proeutectoide que se obtiene después de la forja de la Ruta A y del tamaño de los carburos proeutectoides esféricos procedentes de la ruptura de la red proeutectoide (etapa de forja de la ruta B). A medida que aumenta el espesor

de la red proeutectoide (ruta A) o el tamaño de los carburos proeutectoides esferoidales (ruta B) aumenta el tamaño de los carburos primarios. Así, en el acero UAC-1,3C, los carburos proeutectoides se dividen en partículas de menor tamaño (alrededor de 1 μm) mediante los mecanismos de disolución lateral y disolución del borde. En cambio en el acero UAC-1,5C se produce, fundamentalmente, el mecanismo de disolución lateral, debido al elevado espesor de los carburos (entre 5 y 8 μm), que evita la separación de los carburos proeutectoides en partículas de menor tamaño y la obtención de partículas alargadas de carburos primarios.

Por otro lado, el menor tamaño de los carburos proeutectoides que se obtiene en ambos aceros, tras la etapa de forja de la ruta B, favorece la disolución de la cementita durante la etapa de recocido, y da lugar a carburos primarios de menor tamaño que los obtenidos después de la etapa de recocido de la ruta A. No obstante, únicamente en el caso del acero UAC-1,3C se puede hablar de una microestructura completamente esferoidal, en la que el tamaño de los carburos primarios es inferior a 3 μm , mientras que en el caso del acero UAC-1,5C, los carburos primarios presentan todavía formas alargadas con tamaños que llegan incluso a superar las 10 μm .

Cabe decir que, debido a que el tratamiento de recocido tiene lugar a una temperatura (780°C) cercana a la de transición eutectoide, los carburos proeutectoides no se disuelven en la misma medida que los carburos eutectoides. Por ello, la obtención de partículas esferoidales de carburos primarios requiere que el tamaño de los carburos proeutectoides procedentes de la etapa de forja de la ruta B y el espesor de la red proeutectoide que se forma durante la etapa de forja de la ruta A sea el menor posible, de forma que se puedan producir todos los estadios de disolución, conducentes a la división en partículas de menor tamaño.

5.1.5. CONCLUSIONES

Se han diseñado dos nuevas rutas de procesado termomecánico para la obtención de una microestructura de carburos esferoidales de pequeño tamaño en una matriz de ferrita en aceros UAC. Estas nuevas rutas constan de una etapa de forja seguida de otra etapa de recocido. Dichas rutas se han aplicado sobre dos aceros UAC con un contenido en C de 1,3% y 1,5% en peso, respectivamente. La ruta A consta de una etapa de forja, en el rango de

temperaturas desde 950 hasta 800°C, seguida de una etapa de recocido a 780°C. La ruta B consta de una etapa de forja, en el intervalo de temperaturas desde 850 hasta 700°C, seguida de una etapa de recocido a 780°C. Las conclusiones obtenidas son las siguientes:

1. Las rutas A y B permiten obtener en el acero UAC-1,3C una microestructura de carburos esferoidales de tamaño menor a 1 μm , mientras que en el acero UAC-1,5C dan lugar a una microestructura que consiste en carburos proeutectoides alargados con un tamaño de unas 5 μm , y carburos esferoidales de aproximadamente 1,5 μm .
2. Las nuevas rutas de procesado y, en particular la ruta B, supone un importante ahorro económico con respecto a las rutas termomecánicas empleadas tradicionalmente debido, fundamentalmente, al empleo de intervalos de temperatura más reducidos, durante los cuales se realiza el procesado mecánico del material. Por otro lado, dicha ruta se aleja enormemente de los procedimientos clásicos de obtención de estructuras globulizadas en aceros con alto contenido en carbono, consistentes en prolongados tratamientos térmicos alrededor de la temperatura de transformación eutectoide, los cuales suponían un importante gasto económico.
3. Las nuevas rutas desarrolladas (especialmente la ruta B) permitirán obtener piezas finales de baja responsabilidad, sin excesiva complejidad y a precios más baratos que los derivados del empleo de aceros con menor contenido en carbono pero mayor contenido en aleantes.
4. Se ha constatado el papel del Si como elemento inhibidor de la precipitación de la cementita proeutectoide.
5. El problema fundamental de cara a la obtención de una microestructura de carburos esferoidales reside en la globulización de los carburos procedentes de la cementita proeutectoide. Las soluciones posibles consisten en: 1) obtener una red de carburos proeutectoides, durante la etapa de forja, de pequeño espesor, de manera que se pueda dividir, durante la etapa del recocido, en partículas de menor tamaño, 2) romper la red de carburos proeutectoides, durante la etapa de forja, en partículas de menor tamaño.
6. En el acero UAC-1,5C es necesario aumentar la deformación, durante la etapa de forja de las rutas A y B, con el fin de conseguir la rotura de los carburos proeutectoides, que se forman en la región de austenita y cementita, en partículas de menor tamaño al obtenido en el presente trabajo. Esto, por otro lado, no resulta atractivo desde el punto

de vista de la industria, debido a que disminuiría la vida útil de los equipos empleados para el procesado del material.

7. Mediante la aplicación de las rutas A y B en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, se ha constatado que la rotura de los carburos proeutectoides, durante la etapa de forja, favorece la obtención de una microestructura esferoidal, durante el tratamiento posterior de recocido.
8. Se han indicado las secuencias y procesos de disolución que tienen lugar en los carburos proeutectoides y en la perlita. El conocimiento de los procesos de disolución de los carburos supone una ayuda útil a la hora de discernir sobre la validez del tratamiento térmico de recocido como medio para obtener carburos esferoidales a partir de las partículas de cementita proeutectoide y eutectoide obtenidas después de la etapa de forja.
9. La separación de la red de carburos proeutectoides, obtenidos tras la etapa de forja en la ruta A, en partículas esferoidales de menor tamaño, depende del espesor de los carburos proeutectoides situados en las fronteras de grano. En el presente trabajo, sólo para los espesores de las redes de carburos proeutectoides (entre 1 y 2 μm) obtenidas en el acero UAC-1,3C, se obtienen partículas de cementita proeutectoide de pequeño tamaño, durante la etapa posterior de recocido. En el caso del acero UAC-1,5C, los espesores de la red proeutectoide son muy grandes (de unas 5 μm) y, tras el tratamiento de recocido, se obtienen partículas alargadas de elevado tamaño.

5.2. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS PARA LA OBTENCI3N DE MICROESTRUCTURAS PERLÍTICAS: CARACTERIZACI3N DE LAS MICROESTRUCTURAS OBTENIDAS

Los materiales de ultraalto contenido en carbono obtenidos mediante la ruta B se trataron térmicamente de la manera que se indica a continuaci3n con el fin de obtener microestructuras formadas, en general, por carburos esferoidales y perlita. Si bien la cantidad de perlita y carburos esferoidales varía en funci3n de la temperatura de tratamiento, la denominaci3n genérica empleada en el título de esta secci3n (“microestructuras perlíticas”) no implica, en ning3n caso, que todas las microestructuras, obtenidas mediante este nuevo tratamiento térmico, consistan única y exclusivamente en colonias de perlita. El porcentaje de carburos esferoidales y perlita varía en funci3n del tratamiento térmico, de manera que a medida que disminuye el porcentaje de carburos esferoidales aumenta el de perlita. Así pues, con el presente título se agrupan, bajo una misma categoría, a aquellas microestructuras que han sido obtenidas mediante la utilizaci3n de un tratamiento térmico adicional, a partir de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal, procesados a trav3s de la ruta B. Finalmente, las microestructuras que se obtengan se caracterizarán desde el punto de vista de los parámetros microestructurales (tamaño de carburos, tamaño de grano de ferrita, tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita).

En general, los aceros procesados mediante este tipo de tratamientos presentan propiedades mecánicas que pueden resultar atractivas a la industria. Los estudios de Taleff y col. realizados en aceros UAC con microestructuras perlíticas, similares a las obtenidas en el presente trabajo, muestran que estos materiales pueden llegar a alcanzar valores del límite elástico superiores a 1200 MPa y valores del alargamiento a rotura de un 16%²³. Estos valores resultan atractivos a la industria para cierto tipo de aplicaciones como refuerzo en cementos, raíles para ferrocarriles, ruedas, etc, para las cuales se emplean tradicionalmente aceros perlíticos (de composici3n eutectoide), en los cuales los valores del límite elástico son de aproximadamente 760 MPa. No obstante, cabe decir que los resultados del límite elástico y alargamiento a rotura, obtenidos en los aceros UAC con microestructura perlítica, aún están lejos de los mejores resultados obtenidos, mediante la técnica del trefilado en frío, en aceros perlíticos, en donde el límite elástico y el alargamiento a rotura alcanzan valores de unos 1900 MPa y 35%, respectivamente.

5.2.1. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

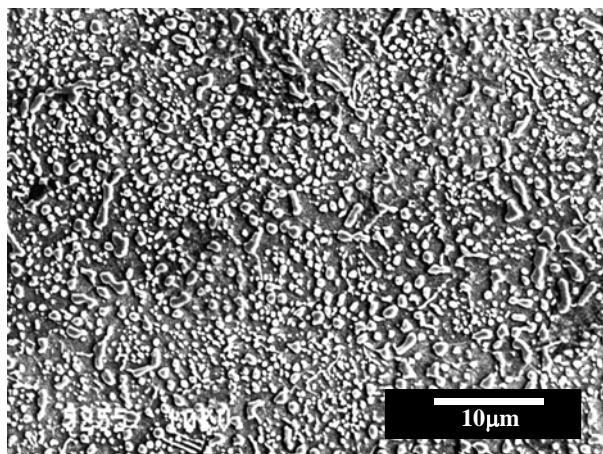
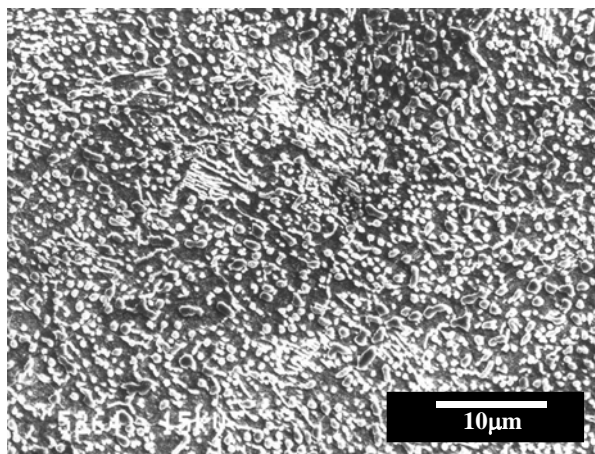
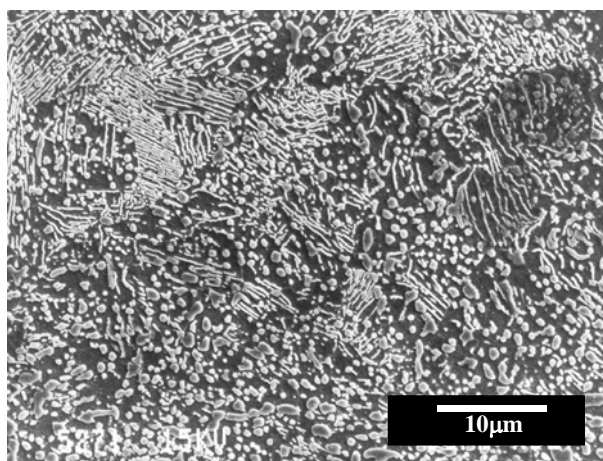
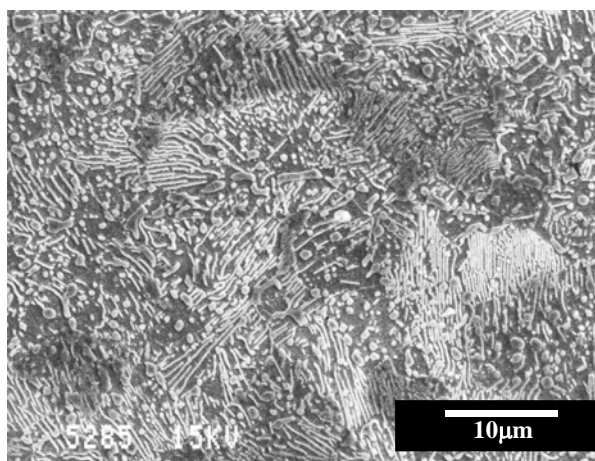
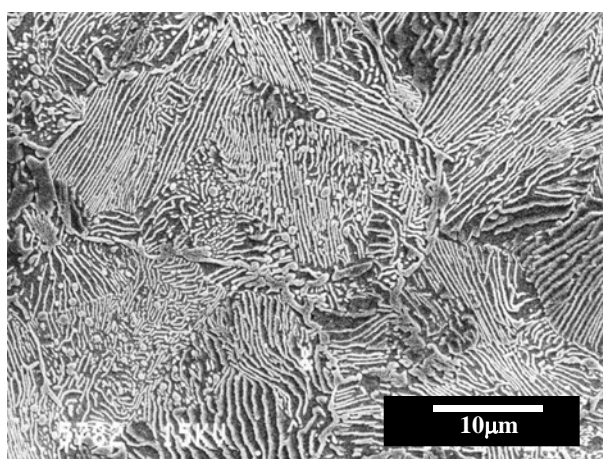
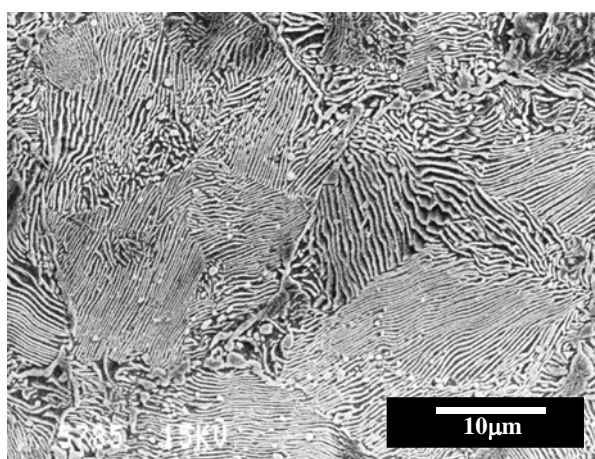
Los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, procesados a partir de la ruta B, se austenizaron durante media hora a una temperatura en el rango desde 770°C hasta 990°C y, seguidamente, se enfriaron al aire. Las temperaturas a las que se austenizó el acero UAC-1,3C fueron las siguientes: 770, 810, 840, 870, 900, 930, 960 y 990°C. Por otro lado, el acero UAC-1,5C se austenizó a las siguientes temperaturas: 770, 810, 850, 870, 900, 960 y 990°C. Las microestructuras de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, procesados mediante la ruta B, consistieron en carburos esferoidales embebidos en una matriz de ferrita. Esta microestructura se muestra en las Figuras 5.5 y 5.10, respectivamente.

5.2.2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.2.2.1. Microestructuras obtenidas

5.2.2.1.1. *Acero UAC-1,3C*

En las Figuras (a), (b), (c), (d), (e), (f), (g) y (h) se muestran las microestructuras del acero UAC-1,3C, tratado térmicamente a 770, 810, 840, 870, 900, 930, 960 y 990°C, respectivamente. Estas figuras muestran que el porcentaje de perlita aumenta y que la cantidad de carburos esferoidales disminuye al aumentar la temperatura de austenización. Se observa que a 770, 810, 840 y 870°C el porcentaje de carburos esferoidales es mayor que el de perlita, mientras que a las temperaturas de 900, 930, 960 y 990°C la microestructura está formada, fundamentalmente, por colonias de perlita rodeadas de una red de carburos proeutectoides. Cabe indicar que a 870°C, no obstante, el contenido de carburos esferoidales y perlita es muy similar. Por otro lado, a 900 y 930°C se encontraron también carburos esferoidales entre las colonias de perlita.

*(a)**(b)**(c)**(d)**(e)**(f)*

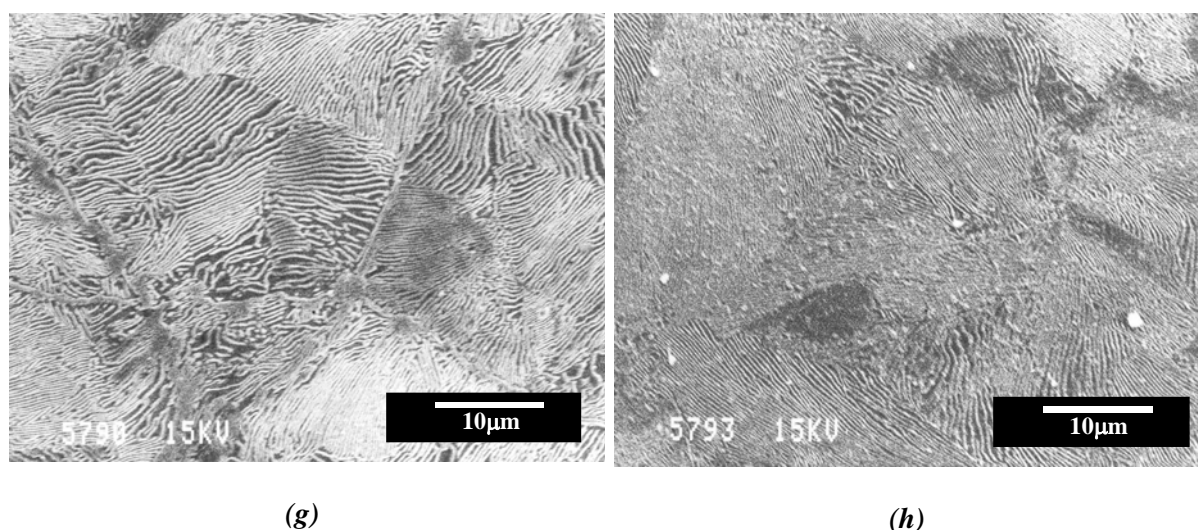
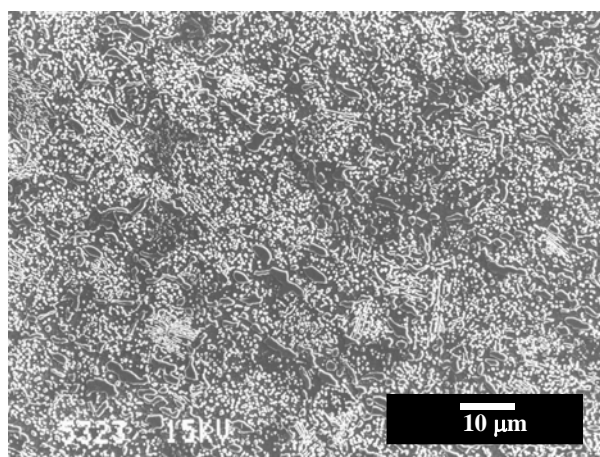


Figura 5.20. Microestructura del acero UAC-1,3C austenizado a 770°C (a), 810°C (b), 840°C (c), 870°C (d), 900°C (e), 930°C (f), 960°C (g) y 990°C (h).

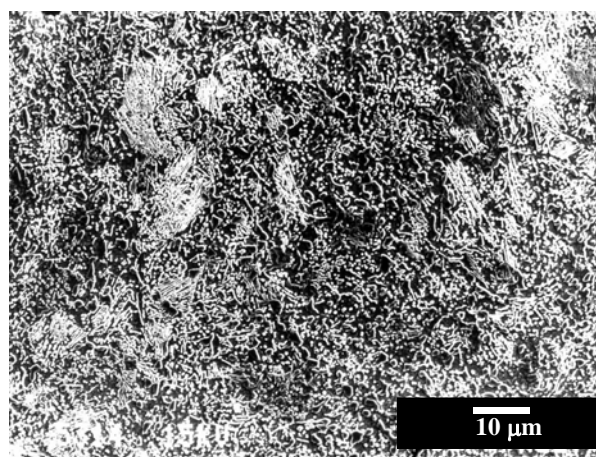
5.2.2.1.2. Acero UAC-1,5C

En las Figuras (a), (b), (c), (d), (e) (f) y (g) se muestran las microestructuras obtenidas en las muestras de acero UAC-1,5C, tratadas térmicamente a 770, 810, 850, 870, 900, 960 y 990°C, respectivamente. Al igual que en el caso del acero UAC-1,3C, se observa un aumento de la cantidad de perlita y una disminución del porcentaje de carburos esferoidales a medida que aumenta la temperatura de austenización. Por otro lado se observan también bandas de carburos en todo el rango de temperaturas de austenización empleado.

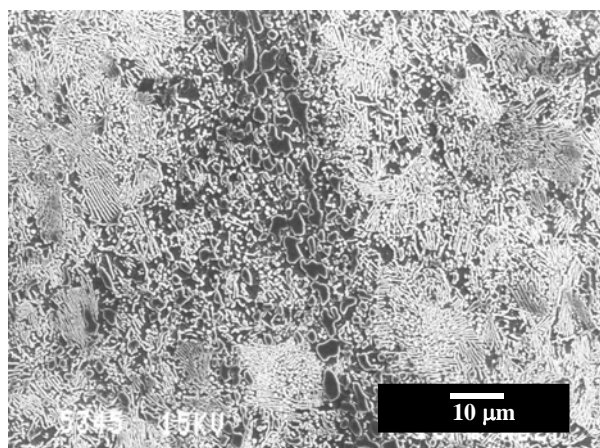
Las microestructuras de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C después de los tratamientos de austenización se agruparon en dos clases: 1) microestructuras de tipo esferoidal y, 2) microestructuras de tipo perlítico. En el caso del acero UAC-1,3C se consideraron microestructuras de tipo esferoidal, las obtenidas a las temperaturas de austenización comprendidas entre 770 y 870°C. Mientras que las microestructuras obtenidas a las temperaturas comprendidas entre 900 y 990°C se clasificaron como microestructuras de tipo perlítico. En el caso del acero UAC-1,5C, los intervalos de temperaturas seleccionados son desde 770 a 850°C, para el caso de las microestructuras esferoidales y desde 870 a 990°C, para el de las microestructuras perlíticas.



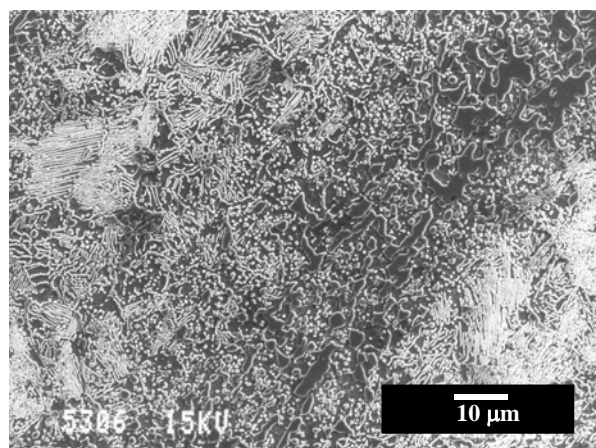
(a)



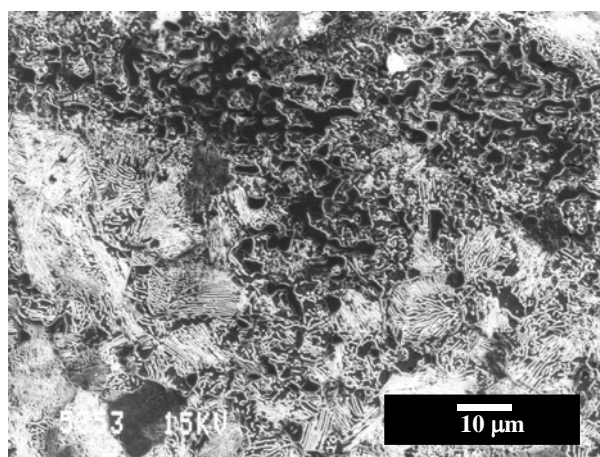
(b)



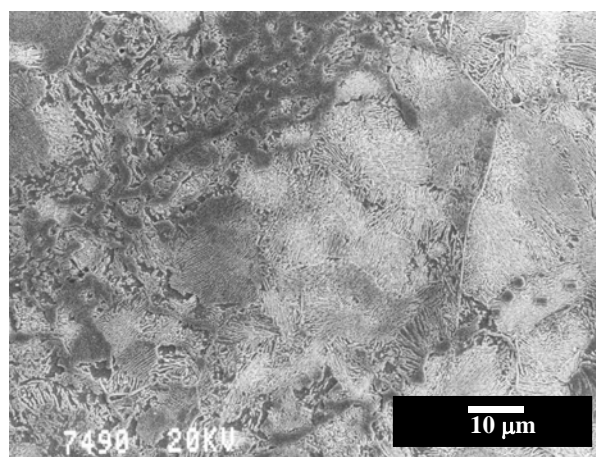
(c)



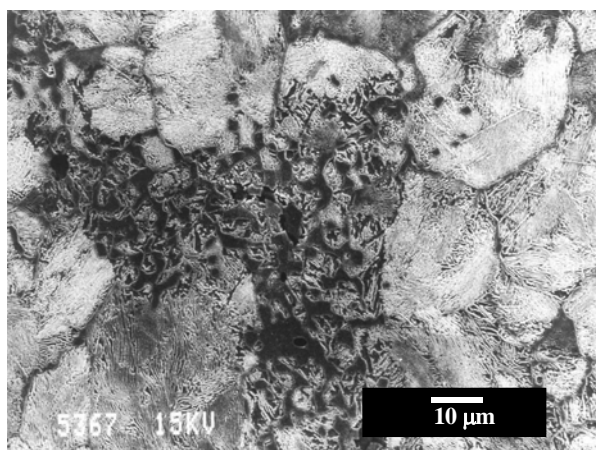
(d)



(e)



(f)



(g)

Figura 5.21. Microestructura del acero UAC-1,5C después de la forja a 850°C y recocido a 780°C seguido de un tratamiento térmico de austenización a 770°C (a), 810°C (b), 850°C (c), 870°C (d), 900°C (e), 960°C (f) y 990°C (g).

5.2.2.2. Medida de los parámetros microestructurales

Con el fin de caracterizar las microestructuras obtenidas se midieron los parámetros microestructurales. En el caso de las microestructuras esferoidales se determinó el tamaño de carburo, a partir de la medida del diámetro equivalente, y el tamaño de grano de ferrita. Mientras que en las microestructuras perlíticas, se midió el tamaño de grano austenítico, el tamaño de colonia de perlita y la distancia interlaminar de la perlita. Los métodos y fórmulas empleadas para cada medida se indican en el capítulo de procedimiento experimental. Cabe decir que en el caso del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal se midió, de forma separada, el tamaño de carburo procedente de la cementita proeutectoide y el tamaño de carburo procedente de la cementita eutectoide, debido a la diferencia de tamaños existente entre ambos tipos de carburo. Los carburos procedentes de la cementita proeutectoide se midieron por medio del análisis de imagen, debido a que presentaban una morfología irregular que dificultó la utilización del método de las intersecciones.

En la Tabla 5.I se muestran los valores del tamaño medio de los carburos obtenidos en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal. En el acero UAC-1,5C se muestran también los valores del tamaño medio de los carburos proeutectoides y eutectoides, así como los valores máximo y mínimo del tamaño de carburo proeutectoide. En la Tabla 5.II

se muestran los valores del tamaño de grano de ferrita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal.

	UAC-1,3C	UAC-1,5C			
Temperatura de austenización, °C	tamaño de carburo, μm	tamaño de carburo, μm			
		distribución pequeña	distribución grande		
		tamaño medio	tamaño máximo	tamaño medio	tamaño mínimo
forjado + recocido	0,46	0,48	6,8	2,9	1,3
770	0,42	0,39	5,5	2,1	0,1
810	0,52	0,43	6,3	2,6	1,0
840	0,44	0,46	7,7	2,5	0,3
870	0,38	0,4	5,2	2,4	0,7
900			5,2	2,3	0,9
960			5,1	2,5	0,6
990			4,9	2,4	0,3

Tabla 5.I. Datos de los tamaños de carburos de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.

UAC-1,3C		UAC-1,5C	
T, °C	tamaño de grano de ferrita, μm	T, °C	tamaño de grano de ferrita, μm
*	9,2	*	9,2
770	9,6	770	9,8
810	10	810	10,6
840	10,5	850	11
870	11,9		
* microestructura de partida sin austenizar			

Tabla 5.II. Datos del tamaño medio de grano de ferrita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal.

En la Tabla 5.III se muestran los valores del tamaño de grano de austenita, L, tamaño de colonia de perlita, P, y espaciado interlamilar de la perlita, λ , en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica. Se observa que la variación del tamaño de colonia

de perlita y del espaciado interlaminar de la perlita con la temperatura es similar en ambos aceros, mientras que la variación del tamaño de grano de austenita con la temperatura es mayor en el acero UAC-1,3C que en el acero UAC-1,5C.

	UAC-1,3C			UAC-1,5C		
Temperatura de austenización, °C	L, μm	P, μm	λ , μm	L, μm	P, μm	λ , μm
850						0,21
870	11,9			11,2	9,2	0,17
900	16,6	11,8	0,145	15,8	10,1	0,13
930	38,3	13,9	0,108			
960	74,8	17,1	0,06	25,2	14,4	0,07
990	96,8	19,3	0,04	26,7	15,1	0,06
L = tamaño de grano austenítico						
P = tamaño de colonia de perlita						
λ = espaciado interlaminar de la perlita						

Tabla 5.III. Datos de los parámetros microestructurales tamaño de grano, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita medidos en los acero UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica.

5.2.2.2.1. Acero UAC-1,3C

En la Figuras 5.22 y 5.23 se representa el tamaño medio de carburo y el tamaño medio del grano de ferrita del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal en función de la temperatura de austenización. No se observa una tendencia determinada en la variación del tamaño medio de carburo con la temperatura de austenización. De hecho, si tenemos en cuenta la desviación estándar de cada punto (barras verticales), se observa que el tamaño de carburo permanece prácticamente constante con la temperatura. Por otro lado, el tamaño medio de grano de ferrita aumenta ligeramente con la temperatura de austenización.

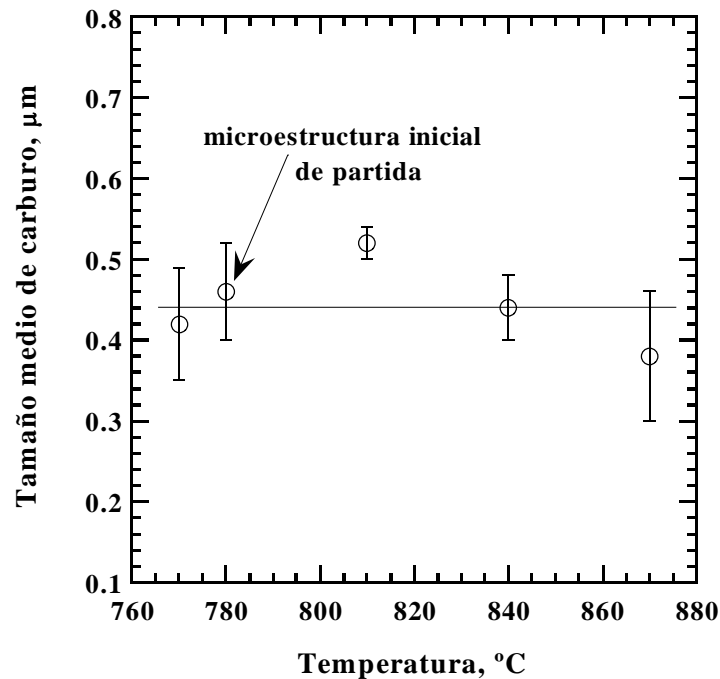


Figura 5.22. *Tamaño medio de carburo frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.*

En las Figuras 5.24, 5.25 y 5.26 se representa el tamaño de grano austenítico, el tamaño de colonia de perlita y la distancia interlaminar de la perlita frente a la temperatura de austenización, respectivamente, en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. Se observa que el tamaño de grano austenítico y el tamaño de colonia de perlita aumentan con la temperatura de austenización y que la distancia interlaminar de la perlita decrece al aumentar la temperatura de austenización. El porcentaje de variación entre el valor mínimo y el valor máximo del tamaño de grano austenítico, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar es alrededor de 88%, 39% y 72%, respectivamente. Así pues, el parámetro microestructural que presenta mayor variación con la temperatura de austenización es el tamaño de grano austenítico. En todos los casos, se calculó la desviación estándar de cada punto (barras verticales).

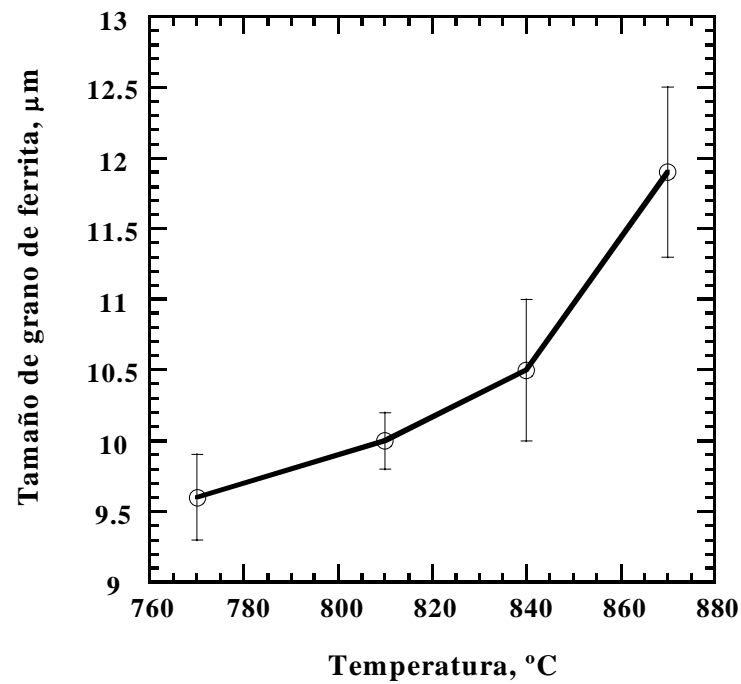


Figura 5.23. *Tamaño medio de grano de ferrita frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.*

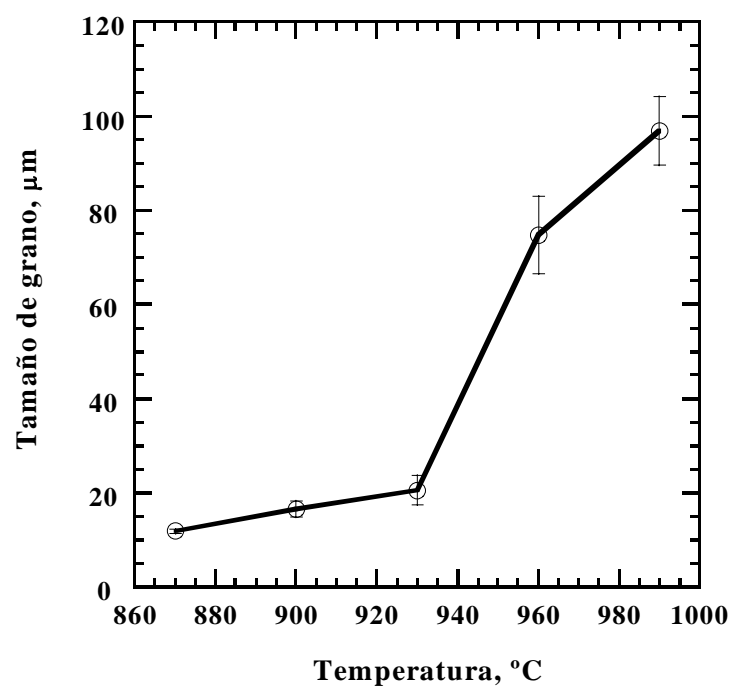


Figura 5.24. *Tamaño medio de grano austenítico frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.*

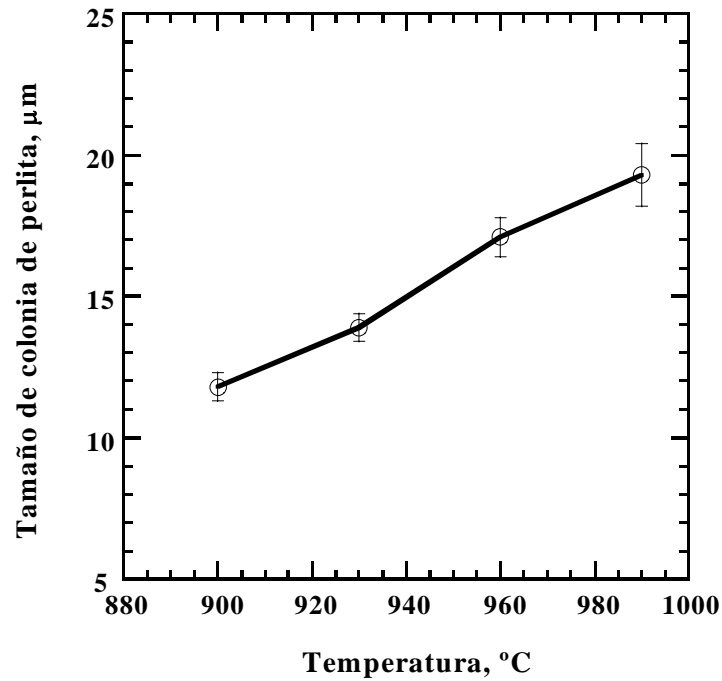


Figura 5.25. *Tamaño medio de colonia de perlita frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.*

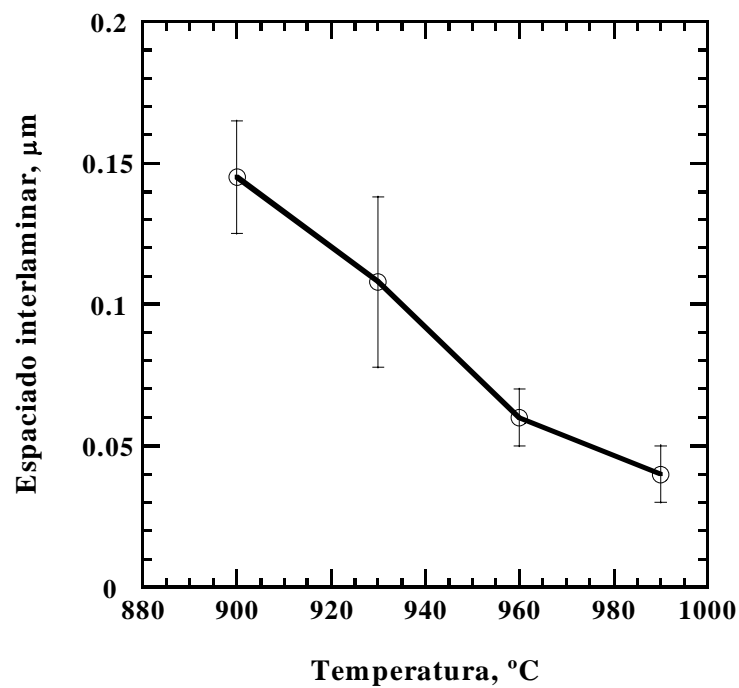


Figura 5.26. *Espaciado interlaminar frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.*

5.2.2.2.2. Acero UAC-1,5C

En la Figura 5.27 se representan el tamaño medio de los carburos eutectoides y proeutectoides, del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal en función de la temperatura de austenización. A temperaturas superiores a 870°C se representa sólo el tamaño medio de los carburos proeutectoides. Al igual que en el acero UAC-1,3C, no se observa una variación significativa del tamaño medio de los carburos proeutectoides y eutectoides con la temperatura de austenización. Al mismo tiempo, se observa que los valores del tamaño medio de los carburos eutectoides coinciden con los encontrados en el acero UAC-1,3C. En las Figura 5.28 (a), (b), (c) y (d) se muestran las gráficas de la distribución de tamaños de los carburos proeutectoides, obtenidas a partir del análisis de imagen realizado en el acero UAC-1,5C. La Figura 5.28 (a) se corresponde a la microestructura esferoidal de partida y las Figura 5.28 (b), (c) y (d) se corresponden a las microestructuras austenizadas a 770, 810 y 850°C, respectivamente.

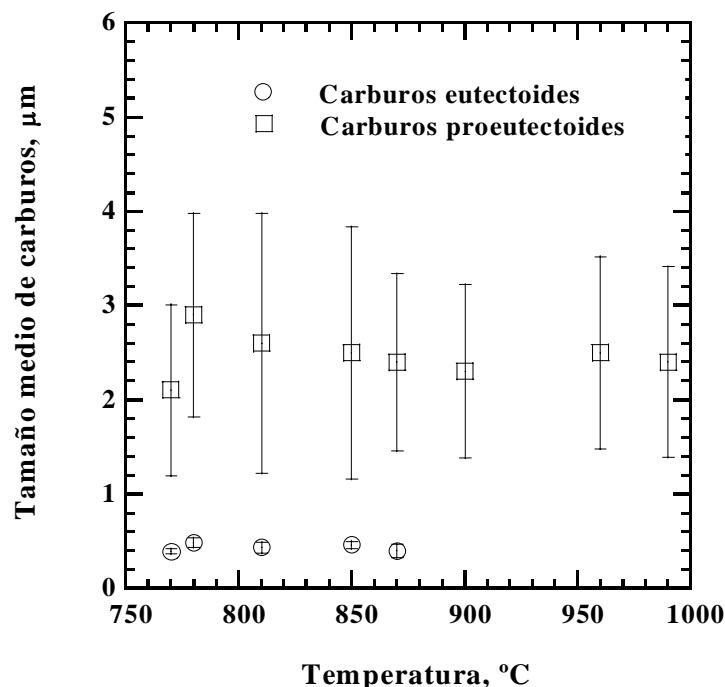


Figura 5.27. *Tamaño medio de los carburos proeutectoides y eutectoides frente a la temperatura de austenización en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal.*

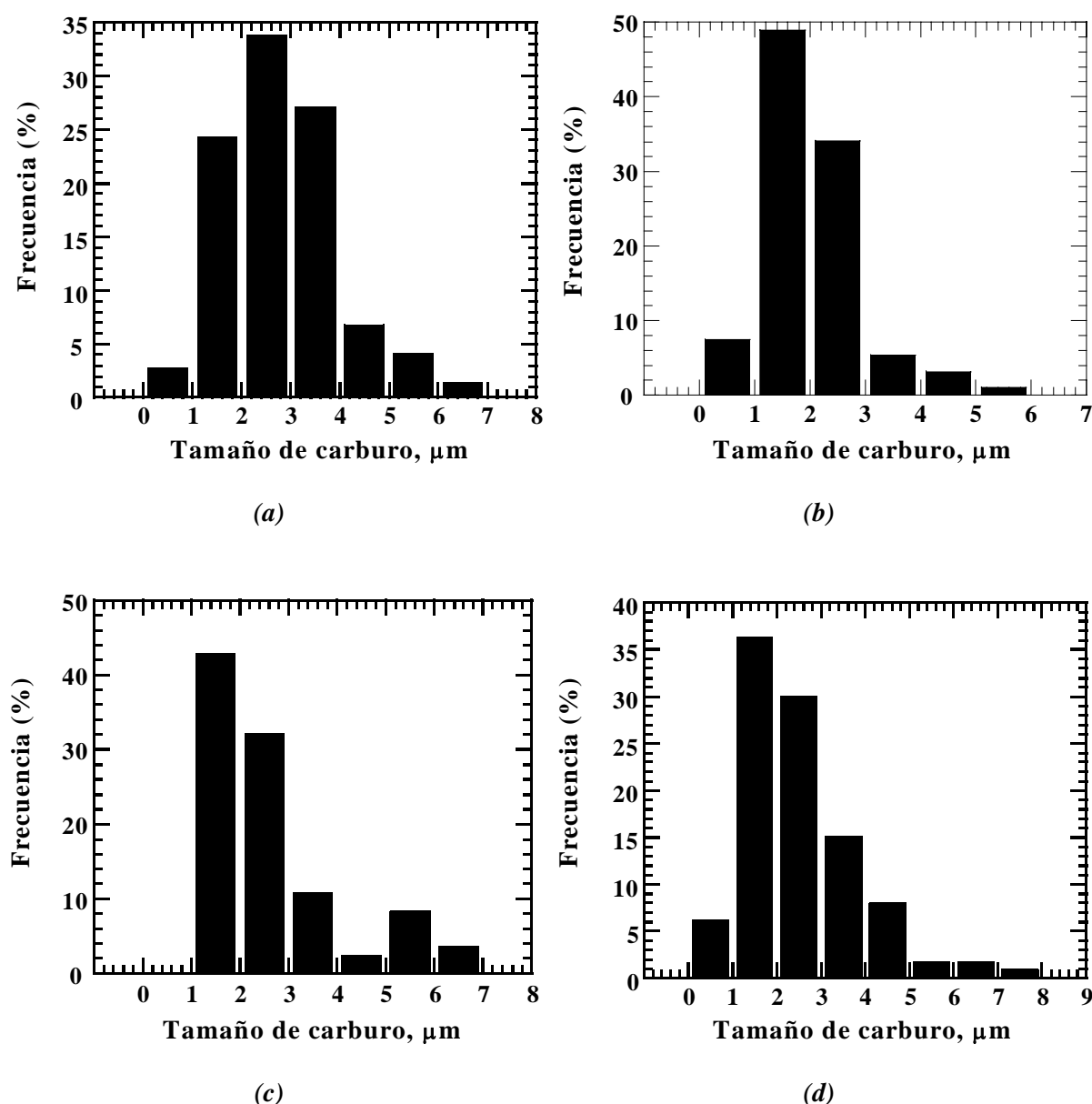


Figura 5.28. Distribución de tamaños de los carburos proeutectoides en el acero UAC-1,5C procesado a través de la ruta b (a) y en el acero UAC-1,5C procesado a través de la ruta b y austenizado a 770°C (b), 810°C (c) y 850°C (d).

En las Figuras 5.29, 5.30 y 5.31 se representa el tamaño de grano austenítico, el tamaño de colonia de perlita y el espaciado interlaminar de la perlita, del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica, en función de la temperatura de austenización, respectivamente. Se observa que la variación del tamaño de grano austenítico y del tamaño de colonia de perlita con la temperatura de austenización es menor en el acero UAC-1,5C que en el acero UAC-1,3C. Por otro lado, la variación del espaciado interlaminar de la perlita es similar en ambos aceros UAC. El porcentaje de variación entre los valores máximo y mínimo del tamaño de

grano austenítico, el tamaño de colonia de perlita y el espaciado interlaminar de la perlita es alrededor de 58%, 39% y 71%, respectivamente. Los porcentajes de variación de los parámetros microestructurales medidos en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica no resultan comparables debido a que el rango de temperaturas que abarca dichas microestructuras difiere para cada acero. Así, la microestructura obtenida a 870°C en el acero UAC-1,3C se agrupa dentro de las microestructuras de tipo esferoidal, mientras que en el acero UAC-1,5C se agrupa dentro de las microestructuras de tipo perlítico.

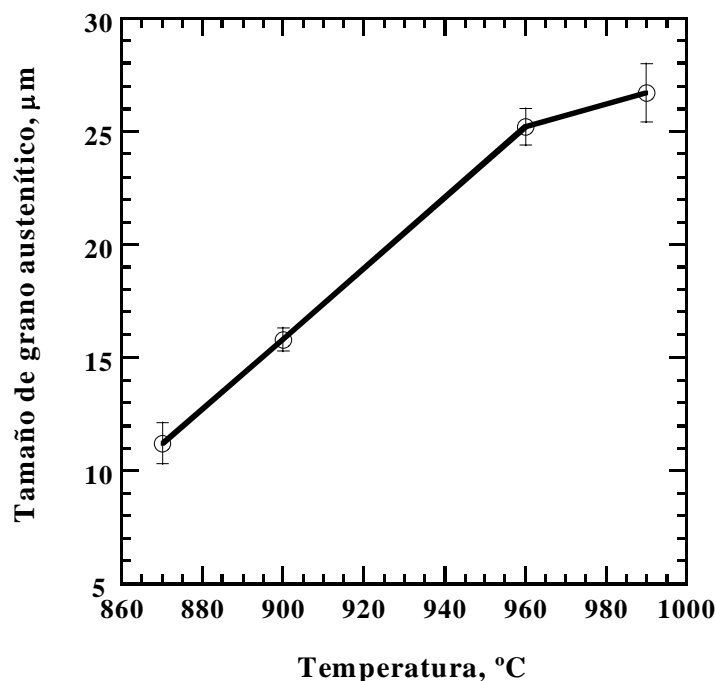


Figura 5.29. *Tamaño medio de grano austenítico en función de la temperatura de austenización en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica.*

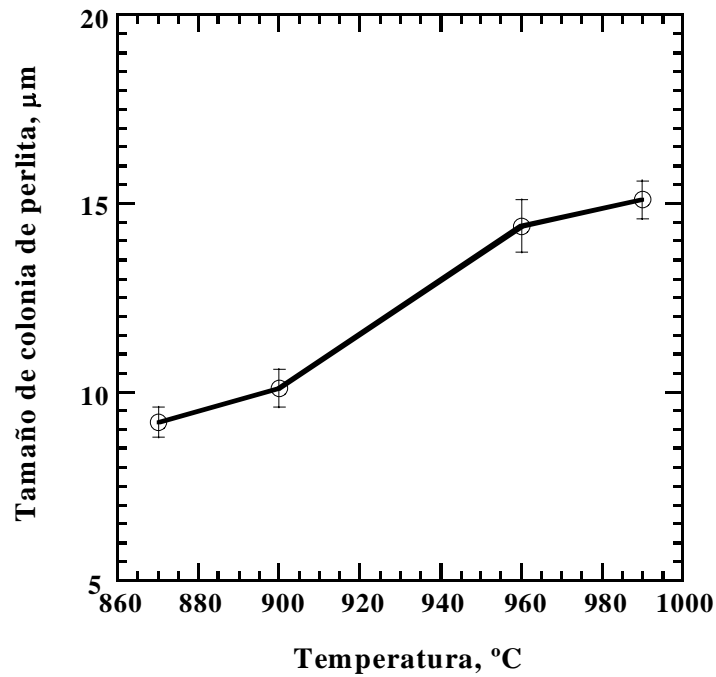


Figura 5.30. *Tamaño medio de colonia de perlita en función de la temperatura de austenización en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica.*

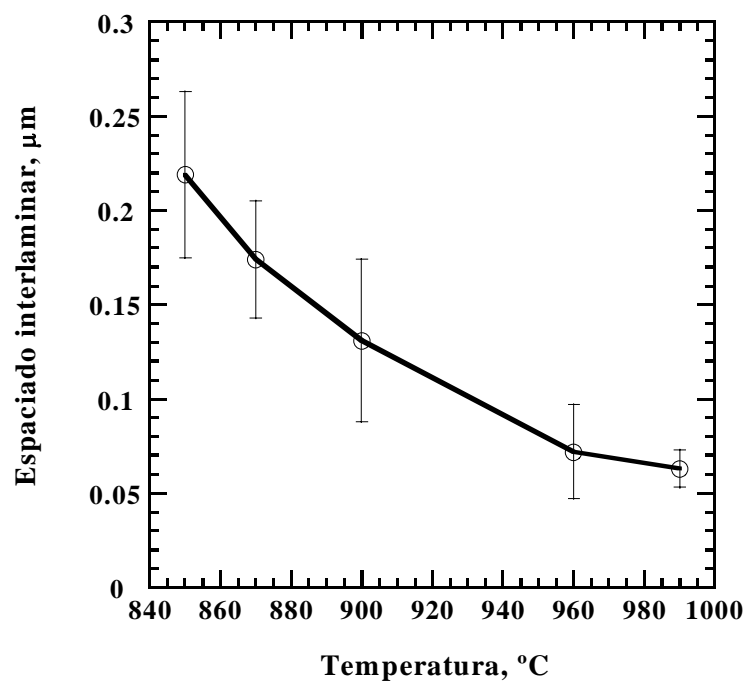


Figura 5.31. *Espaciado interlaminar de la perlita en función de la temperatura de austenización en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica.*

5.2.2.3. Dureza

En la Figura 5.32 se representa la dureza Rockwell C, Rc, de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C en función de la temperatura de austenización. Se incluye también la dureza obtenida en ambos aceros, tras el tratamiento termomecánico realizado mediante la ruta B. Se observa que los valores de dureza de ambos aceros aumentan con la temperatura de austenización. Esta variación de la dureza se explica desde el punto de vista de los cambios microestructurales que se producen, durante el tratamiento térmico, a cada temperatura de austenización. Por otro lado, se observa que la dureza del acero UAC-1,3C es menor que la del acero UAC-1,5C.

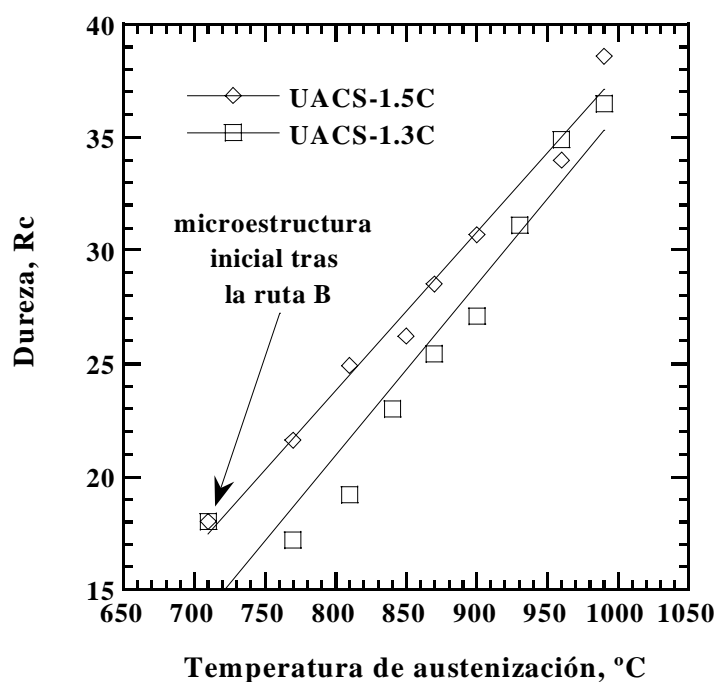


Figura 5.32. Dureza frente a la temperatura de austenización en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.

5.2.3. DISCUSIÓN

5.2.3.1. Microestructuras obtenidas

Las características microestructurales de las Figuras 5.20 (a) a (h) y las Figuras 5.21 (a) a (g) se explican a partir de las secuencias de disolución de la cementita proeutectoide y eutectoide, que tienen lugar durante los tratamientos de austenización de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C. Aunque dichas secuencias son prácticamente similares en ambos aceros, existe alguna diferencia que viene marcada por la diferencia del contenido en carbono de ambos materiales. Así pues, se van a comentar, en primer lugar, las secuencias que dan lugar a las microestructuras que se desarrollan durante los tratamientos de austenización realizados en el acero UAC-1,3C. En segundo lugar, se comparan dichas secuencias con las que se producen durante los tratamientos de austenización en el acero UAC-1,5C. Se debe tener en cuenta que la microestructura de partida, previa a los tratamientos austenización, consiste en carburos esferoidales, procedentes de la cementita eutectoide y proeutectoide, embebidos en una matriz de ferrita (Figuras 5.5 y 5.10).

En el acero UAC-1,3C, se distinguen, básicamente, cuatro secuencias en función del intervalo de temperaturas en el que se produce el tratamiento de austenización.

A las temperaturas de austenización entre 770 y 870°C en el acero UAC-1,3C se disuelven los carburos procedentes de la cementita eutectoide y una pequeña fracción de los carburos procedentes de la cementita proeutectoide. Debido a que el tiempo de austenización no es muy elevado se obtiene una estructura formada por zonas de austenita con concentración de carbono no uniforme y partículas de cementita proeutectoide sin disolver. Tanto las regiones de austenita ricas en carbono como las partículas de cementita sin disolver, constituyen los centros de nucleación sobre los que tiene lugar la transformación eutectoide divorciada de la perlita (DET), durante el enfriamiento. El resultado final es una microestructura de carburos esferoidales en una matriz de ferrita como se observa en las Figuras 5.20 (a) a (d). Los estudios realizados por Mehl y Hagel en aceros eutectoides muestran que el tiempo de austenización que se necesita, para que el carbono se distribuya uniformemente en la austenita, puede llegar a ser superior a las 2 h²⁴. Por otro lado, los experimentos realizados por Oyama en aceros UAC muestran que, tras un tiempo de

austenización de 30 minutos a 788°C, se obtienen regiones de austenita con concentración no uniforme de carbono¹⁰. En el presente trabajo, El tiempo de austenización empleado durante el tratamiento térmico, (30 minutos), es la suma del tiempo de calentamiento hasta la temperatura de austenización más el tiempo de mantenimiento a dicha temperatura. Esto implica que el tiempo real de mantenimiento a la temperatura de austenización es inferior a 30 minutos. Por todo ello, se confirma que, para el tiempo de austenización empleado y a las temperaturas de austenización bajas, se obtiene una estructura formada por regiones de austenita con concentración no uniforme de carbono y carburos proeutectoides sin disolver sobre los que tiene lugar la transformación divorciada de la perlita.

Conforme aumenta la temperatura de austenización, por encima de T_{A1} , disminuye el porcentaje de zonas de austenita con concentración de carbono no uniforme, debido a que los carburos eutectoides se disuelven completa y homogéneamente en la austenita y disminuye también la fracción de carburos proeutectoides sin disolver. En las zonas de austenita no enriquecida en carbono o con ausencia de carburos sin disolver se produce la reacción perlítica normal. Las microestructuras típicas de esta secuencia se obtienen a las temperaturas de 840 y 870°C (Figuras 5.21 (c) y (d)).

A 900 y 930°C todos los carburos procedentes de la cementita eutectoide se han disuelto, de manera que la estructura que se forma consiste en una matriz de austenita con partículas de cementita proeutectoide sin disolver. Estas partículas constituyen los centros de nucleación donde debe precipitar el carbono disuelto en la austenita. Sin embargo, debido a que el número de carburos sin disolver es bajo, la distancia que tiene que recorrer el carbono disuelto en austenita para precipitar, durante el enfriamiento, es mayor. Debido al corto intervalo de tiempo durante el tratamiento de austenización y durante el enfriamiento al aire, únicamente el carbono cerca de los carburos proeutectoides precipita en éstos, formando partículas esferoidales. El resto del carbono precipita en las zonas de austenita sin centros de nucleación, formando perlita. Al mismo tiempo, parte del carbono procedente de la disolución de los carburos proeutectoides precipita formando una red, que rodea los granos de austenita. Las microestructuras que se obtienen durante esta secuencia se muestran en las Figura 5.20 (e) y (f). Se observa que las colonias de perlita rodean a los carburos esferoidales no disueltos, los cuales se encuentran separados entre sí una distancia mayor que en el caso de las microestructuras formadas a temperaturas de austenización inferiores. En dichas figuras se observa también una red de carburos proeutectoides delimitando perfectamente las fronteras de los granos previos de austenita (ahora formados por colonias de perlita).

Finalmente, a las temperaturas de austenización más altas (960 y 990°C), todos los carburos proeutectoides se han disuelto y el carbono se encuentra en solución en la austenita. Durante el enfriamiento en la región de austenita y cementita, una nueva generación de carburos proeutectoides precipita en las fronteras de los granos austeníticos. A la temperatura de la transformación eutectoide tiene lugar la reacción perlítica normal. La microestructura final consiste en colonias de perlita rodeadas por una red de carburos proeutectoides situada en las fronteras de los granos de austenita previa (Figuras 5.20 (g) y (h)).

En el acero UAC-1,5C se distinguen, únicamente, las tres primeras secuencias de disolución de los carburos proeutectoides y eutectoides, obtenidas en el acero UAC-1,3C. Así pues, la secuencia primera se produce a las temperaturas de 770 y 810°C, la secuencia segunda a 850 y 870°C, mientras que las microestructuras correspondientes a la secuencia tercera se obtienen a las temperaturas de austenización entre 900 y 990°C. En el acero UAC-1,5C no se produce la secuencia cuarta, debido a que los carburos proeutectoides no se disuelven completamente a lo largo de todo el rango de temperaturas de austenización. Esto se debe al elevado contenido en carbono de dicho acero, para el cual la temperatura de transición entre la región de austenita y cementita y la región de austenita pura es mayor que 990°C. Así pues, la obtención de una microestructura que consiste en colonias de perlita rodeadas de una red de carburos proeutectoides (secuencia cuarta), requeriría la utilización de temperaturas de austenización mayores a las empleadas en el presente trabajo.

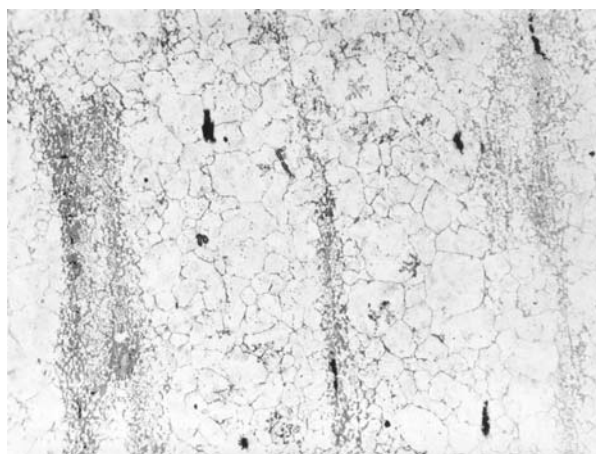


Figura 5.33. *Microestructura del acero UAC-1,5C austenizado a 900°C (x 300).*

Por otro lado, se observa que, en el acero UAC-1,5C, los carburos proeutectoides se encuentran formando bandas alternadas (Figura 5.33), entre las cuales se encuentran los

carburos eutectoides esferoidales (Figuras 5.21 (a) y (b)) o la perlita (Figuras 5.21 (c) a (g)). Esta disposición en forma de bandas se obtiene durante la etapa de forja de la ruta B, Figura 5.8, e indica que el material fue forjado en la dirección perpendicular a las bandas de los carburos. En la Figura 5.34 se muestra una micrografía, tomada en el microscopio óptico, de la microestructura del acero UAC-1,5C después de la etapa de la ruta B, en donde se indican, mediante flechas, las bandas de carburos proeutectoides, entre las cuales se encuentran los carburos eutectoides esferoidales.

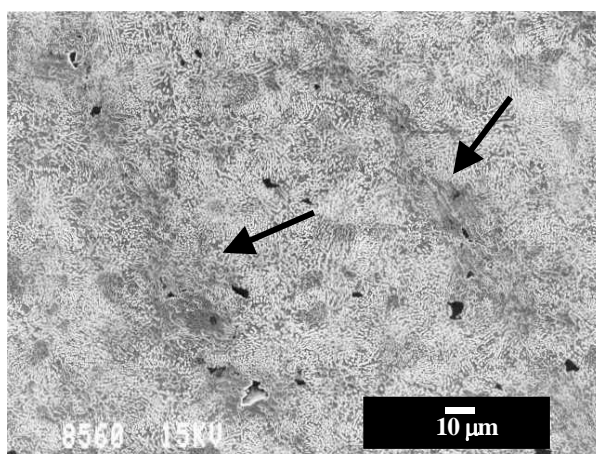


Figura 5.34. *Microestructura del acero UAC-1,5C procesado mediante la ruta B (x 500).*

En general, los estudios realizados sobre los tratamientos térmicos de aceros indican que la temperatura a la cual se produce la transición entre las microestructuras de carburos esferoidales y las microestructuras mixtas de carburos esferoidales y perlita, aumenta con el contenido en carbono²⁵. Sin embargo, en el presente trabajo aparece el comportamiento opuesto. Así, mientras que en el acero UAC-1,5C las regiones de perlita se comienzan a observar a 810°C (Figura 5.21 (b)), en el acero UAC-1,3C la perlita se forman a partir de 840°C (Figura 5.20 (c)). La formación de perlita en el acero UAC-1,5C, a temperaturas inferiores que para el acero UAC-1,3C, tiene que ver con la distribución de las partículas de cementita proeutectoide tras el procesamiento de la ruta B y con la estabilidad de las partículas de cementita eutectoide y proeutectoide. Así, mientras que en el acero UAC-1,3C los carburos proeutectoides se encuentran uniformemente distribuidos en la matriz de ferrita (Figura 5.5), en el acero UAC-1,5C se encuentran formando bandas (Figura 5.10 y Figura 5.34). De esta forma, en el caso del acero UAC-1,3C, la disminución de centros de nucleación durante la austenización se produce de manera uniforme en todo el material, dado que tanto los carburos

proeutectoides como los eutectoides se encuentran homogéneamente distribuidos. En contraste, en el acero UAC-1,5C, la disminución de centros de nucleación es mayor en las zonas comprendidas entre las bandas de carburos proeutectoides, debido a que en estas regiones se encuentran distribuidos, fundamentalmente, los carburos procedentes de la cementita eutectoide. La disminución de centros de nucleación favorece la reacción perlítica normal durante el enfriamiento y, por tanto, la obtención de perlita. En cambio, en el acero UAC-1,3C se requiere una temperatura de austenización mayor, que permita disolver un mayor número de partículas de cementita proeutectoide, de manera que aumente la distancia entre centros de nucleación y pueda tener lugar la reacción perlítica normal.

5.2.3.2. Parámetros microestructurales

5.2.3.2.1. Microestructuras esferoidales

Tamaño medio de carburo

En las Figuras 5.22 y 5.27 se observa que el tamaño medio de carburo de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal no varía, significativamente, con la temperatura de austenización. A priori, este comportamiento es opuesto al, generalmente encontrado en aceros hipereutectoides²⁶, en los cuales el aumento de la temperatura de austenización lleva asociado un aumento del tamaño de los carburos proeutectoides¹⁸. Los factores que contribuyen a este tipo de comportamiento son, básicamente, dos. Por un lado, la estabilidad de los carburos eutectoides y proeutectoides durante el tratamiento de austenización y, por otro lado, el corto intervalo de tiempo en el que tiene lugar, tanto el proceso de austenización (media hora) como el proceso de enfriamiento (menos de 1 minuto). Como ya se ha comentado anteriormente, al aumentar la temperatura de austenización disminuye el número de zonas con concentración no uniforme de carbono y el de carburos proeutectoides sin disolver, al mismo tiempo que aumenta el contenido en carbono en disolución en la austenita. Debido al corto intervalo de tiempo, el carbono en disolución en la austenita no tiene tiempo suficiente para difundir a lo largo del material y precipita en los carburos proeutectoides cercanos, en las zonas de contenido no uniforme en carbono o

formado perlita en las zonas de austenita con concentración uniforme de carbono. Dicho de otro modo, el carbono de las zonas de austenita con concentración uniforme no tiene tiempo para difundirse, a lo largo de todo el material, hacia los centros de nucleación (carburos proeutectoides sin disolver y zonas con concentración no uniforme de carbono) y precipita formando perlita. El resultado final es una microestructura de carburos esferoidales, en la que el tamaño de carburo no varía, apreciablemente, con respecto a la microestructura inicial de partida (obtenida después de la ruta B) y en la que el porcentaje de carburos disminuye en detrimento de la formación de perlita.

Se debe tener en cuenta que, generalmente, durante los tratamientos de austenización realizados en aceros de ultraalto contenido en carbono, los tiempos de mantenimiento (varias horas) son mayores a los empleados en el presente trabajo y las velocidades de enfriamiento (del orden de $100^{\circ}\text{C}/\text{hora}^{26}$) son inferiores a las alcanzadas aquí ($3\text{-}4^{\circ}\text{C}/\text{seg}$). Debido a los tiempos de mantenimiento cortos y elevadas velocidades de enfriamiento, no se producen los fenómenos de crecimiento de Ostwald²⁶, lo que, por otro lado, no se traduce en un aumento del tamaño de los carburos con la temperatura de austenización.

En general, los resultados obtenidos durante los tratamientos de austenización, realizados en el presente trabajo, ponen de manifiesto la dificultad de obtener estructuras de carburos esferoidales de diferentes tamaños. Los estudios encontrados en la literatura, sobre aceros UAC, muestran dos tipos de caminos para la obtención de microestructuras de carburos esferoidales. Mediante el primer camino se combinan diversos tratamientos termomecánicos: conformados en caliente, conformados a temperatura constante, tratamientos térmicos, durante tiempos cortos, a temperaturas ligeramente superiores a T_{A1} , seguidos de enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente (DET), o seguidos de enfriamiento al aire con deformación en el campo ferrítico-perlítico (DETWAD), ciclos térmicos en torno a la temperatura A_1 , etc.^{1,27}. El segundo camino consiste en tratamientos de austenización a temperaturas por encima de la A_{cm} , seguidos de temple en aceite y tratamientos de revenido a temperaturas entre 400 y $700^{\circ}\text{C}^{27,28,29}$. Los tamaños de carburos encontrados mediante estos tratamientos oscilan entre $0,2$ y $3\text{ }\mu\text{m}$, en función del tratamiento utilizado y de la composición química del acero UAC empleado. Sin embargo, estos dos caminos presentan varios problemas. Por un lado, la combinación de demasiados tratamientos termomecánicos dificulta el control de todas y cada una de las variables que afectan al resultado final. Por otro lado, la utilización de los tratamientos de temple y revenido presenta el problema del agrietamiento por generación de tensiones internas, durante el temple, y requiere el uso de

muestras de pequeño tamaño²⁸, o incluso la utilización de medios de temple diferentes a los tradicionalmente empleados³⁰.

Tamaño medio de grano de ferrita

Como se observa en la Figura 5.23 el tamaño medio de grano de ferrita del acero UAC-1,3C aumenta con la temperatura de austenización. Dicho aumento se debe a la disminución del número de partículas de cementita, que anclan las fronteras de grano e impiden su crecimiento. Como se ha indicado en la sección anterior, al aumentar la temperatura de austenización aumenta el porcentaje de carburos esferoidales que se disuelve en la matriz de austenita, así como el porcentaje de regiones con concentración no uniforme de carbono. La mayor parte del carbono en disolución en la austenita precipita formando perlita. De esta forma, se produce una disminución del porcentaje de carburos, con el consiguiente aumento del tamaño de grano de la ferrita.

5.2.3.2.2. Microestructuras perlíticas

Los parámetros microestructurales analizados en las microestructuras perlíticas (tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar) presentan una variación mucho mayor, con la temperatura de austenización, que la variación de los parámetros medidos en las microestructuras esferoidales.

Tamaño medio de grano austenítico

En las Figuras 5.24 y 5.29 se muestra que el tamaño de grano austenítico aumenta con la temperatura de austenización en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, respectivamente. Al mismo tiempo, se observa una mayor variación del tamaño de grano en el acero UAC-1,3C que en el acero UAC-1,5C. Esta diferencia se atribuye, fundamentalmente, a que la temperatura, a la cual se produce la transición de la región de austenita y cementita a la región de austenita pura, es menor en el acero UAC-1,3C (de unos 930°C) que en el acero UAC-1,5C (de unos 990°C). Debido a ello, los carburos proeutectoides del acero UAC-1,3C se disuelven

completamente a temperaturas mayores de 930°C (Figura 5.20 (g) y (h)), mientras que en el acero UAC-1,5C permanecen todavía sin disolver (Figura 5.21 (f) y (g)). La disolución total de los carburos del acero UAC-1,3C favorece el crecimiento de los granos de austenita, a temperaturas mayores que 900°C. En cambio, en el acero UAC-1,5C, las partículas de cementita proeutectoide, todavía no disueltas a temperaturas mayores que 900°C, sirven de obstáculos que anclan las fronteras de grano y dificultan su crecimiento.

Se debe tener también en cuenta el papel de la morfología de los carburos proeutectoides del acero UAC-1,5C en el control del tamaño de grano. Dichos carburos presentan una morfología irregular, que favorece el anclaje de las dislocaciones e impide el movimiento de las fronteras de grano. Por el contrario, los carburos con morfología esferoidal permiten que las dislocaciones trepen más fácilmente y facilitan el desplazamiento de las fronteras de grano.

Tamaño medio de colonia de perlita

Como se observa en las Figuras 5.25 y 5.30, el tamaño de colonia de perlita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C aumenta con la temperatura de austenización. Este aumento se atribuye al aumento del tamaño de grano con la temperatura de austenización. En la Figura 5.35 se muestra la variación del tamaño de grano austenítico y del tamaño de colonia de perlita con la temperatura de austenización, para ambos aceros. Los resultados obtenidos son consistentes con los obtenidos en aceros de menor contenido en carbono. Así, Gladman y col. observaron que en aceros ferrítico-perlíticos, de contenido en carbono inferior al 0,9%, el aumento del tamaño de grano austenítico venía asociado a un aumento del tamaño de grano ferrítico y un aumento del tamaño de colonia de perlita³¹.

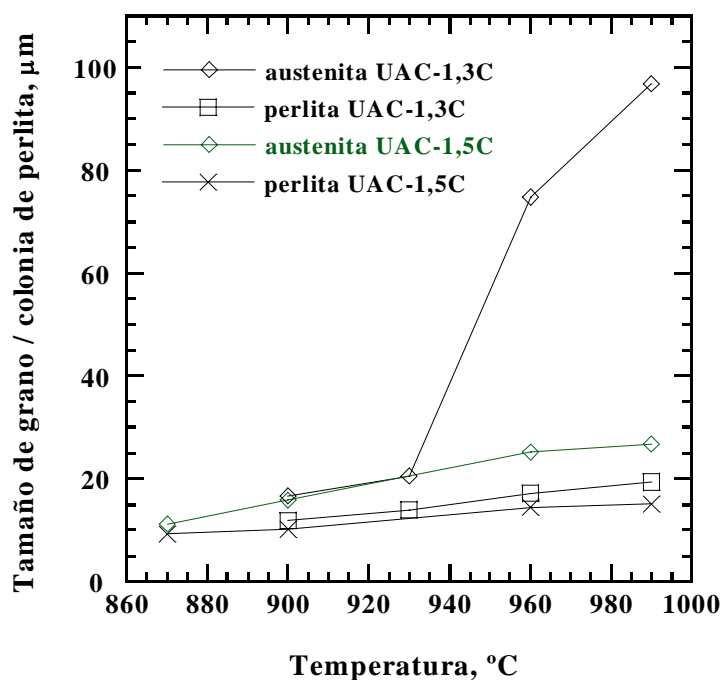


Figura 5.35. Variación del tamaño de grano austenítico y tamaño de colonia de perlita en función de la temperatura en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.

La relación entre el tamaño de grano de austenita y el tamaño de colonia de perlita se explica a partir del proceso de nucleación de la perlita en los aceros al carbono. Como es sabido, en los aceros perlíticos de composición eutectoide, la perlita se nuclea sobre las fronteras de grano “limpias” de la austenita previa^{32,33}. Mientras que en los aceros hipoeutectoides y hipereutectoides la perlita se nuclea, no solo en las fronteras de grano “limpias”, sino sobre las partículas de ferrita o cementita proeutectoides situadas en las fronteras de grano de la austenita³³. En la frontera entre la colonia de perlita, nucleada en un grano de austenita, y el grano de austenita adyacente se forma, generalmente, una interfase coherente. Por otro lado, en la frontera opuesta entre la perlita y la matriz del grano de austenita, en el que crece la perlita, se forma una interfase incoherente. La formación de la interfase incoherente tiene su origen en la relación cristalográfica que se produce entre la perlita, nucleada en un grano, y la austenita el grano adyacente³⁴. Dicha relación, en el caso de los aceros hipereutectoides se establece entre la cementita de la perlita y la austenita del grano adyacente³⁵. Debido a que la movilidad de una interfase incoherente es relativamente alta, mientras que la de una interfase coherente es prácticamente nula, el crecimiento de la colonia de perlita va a venir dado por el movimiento de la interfase incoherente. Así pues, cuanto mayor es el tamaño de grano de austenita, mayor es la distancia que el frente de

transformación de austenita-perlita (interfase incoherente) se puede desplazar y, por tanto, mayor es el tamaño de la colonia de perlita que se obtiene.

Taleff y col. encontraron también en un acero UAC con un contenido en carbono de 1,5C, que el tamaño de colonia de perlita aumentaba con la temperatura de austenización²³. Sin embargo, los tamaños de colonia de perlita obtenidos, por estos autores, fueron más de tres veces menores que los encontrados en el presente trabajo. Esta diferencia se atribuye a la diferencia del tamaño medio de los carburos proeutectoides obtenidos en ambos trabajos. Aunque en el estudio de Taleff y col. no se muestran, directamente, medidas del tamaño de carburo, las medidas realizadas a partir de las micrografías de dicho trabajo indican que el tamaño medio de carburo es menor de 1,5 μm . Este valor es menor que el tamaño medio de carburo encontrado en el acero UAC-1,5C del presente estudio (de unas 2,5 μm). Debido a esto, el número de carburos en el acero UAC procesado por Taleff y col. debe ser mayor que en el acero UAC-1,5C del presente estudio. Así pues, dada una temperatura de austenización, el número de partículas que anclan las fronteras de grano en el acero procesado por Taleff y col. deberá ser mayor que en el caso del acero UAC-1,5C. Con ello, la variación del tamaño de grano con la temperatura de austenización será mayor en el acero UAC-1,5C que en el acero UAC procesado por Taleff y col. Esto, por lo dicho en el párrafo anterior, da lugar a la disminución de la variación del tamaño de colonia de perlita del acero UAC-1,5C, procesado por Taleff y col., con respecto al acero UAC-1,5C procesado en el presente trabajo.

Espaciado interlaminar de la perlita

Las gráficas de la variación del espaciado interlaminar de la perlita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica en función de la temperatura de austenización se muestran en las Figuras 5.26 y 5.31, respectivamente. En estas figuras se observa que el espaciado interlaminar disminuye al aumentar la temperatura de austenización. En general, el espaciado interlaminar de la perlita que se forma por enfriamiento isotérmico, viene dado por la siguiente expresión³⁶:

$$\lambda = \frac{c\gamma T_{A_1}}{\Delta H_V \Delta T_0}$$

en donde λ es el espaciado interlaminar, γ es la energía superficial de la intercara ferrita/cementita, ΔH_V es la variación de entalpía por unidad de volumen de la reacción eutectoide, T_{A1} es la temperatura de la transformación eutectoide, ΔT_0 es la variación de temperatura entre la temperatura de transformación eutectoide y la temperatura de la A_1 y c es una constante que puede tomar los valores de 4^{37} o de 6^{38} .

La fuerza de empuje para la formación de perlita, ΔH_V , aumenta con el porcentaje de carbono en solución sólida en la austenita a la temperatura de la reacción eutectoide³⁹. Dicho porcentaje, a su vez, es función de la temperatura de calentamiento inicial y de la velocidad de enfriamiento. De manera que, dada una velocidad de enfriamiento, cuanto mayor es la temperatura de calentamiento inicial mayor es la cantidad de carbono en solución en la austenita a dicha temperatura y, por tanto, mayor es el porcentaje de carbono que se retiene a la temperatura de transformación eutectoide. Por otro lado, dada una temperatura de calentamiento inicial, a mayor velocidad de enfriamiento mayor es la cantidad de carbono que se retiene en solución en la austenita a la temperatura de la A_1 . Así pues, al aumentar el contenido en carbono en solución en la austenita, a la temperatura de la reacción perlítica, aumenta el valor de la entalpía, ΔH_V , y, por tanto, disminuye el valor del espaciado interlaminar de la perlita. Esto justifica la disminución del espaciado interlaminar de la perlita con el aumento de la temperatura de austenización (Figuras 5.26 y 5.31).

Para comprobar la variación del contenido en carbono en austenita, a la temperatura de la reacción eutectoide, con la temperatura de austenización y la velocidad de enfriamiento, se realizó una serie de ensayos en probetas de torsión del acero UAC-1,3C. En dichos ensayos, se midió la velocidad de enfriamiento en función de la temperatura de austenización inicial. La medida de la velocidad de enfriamiento medio se realizó mediante un termopar acoplado a la superficie de la probeta y conectado a un registrador, que dibuja la variación de la temperatura durante el enfriamiento. Las probetas se calentaron a tres temperaturas diferentes y se dejaron enfriar al aire hasta temperatura ambiente. Las temperaturas de calentamiento inicial seleccionadas fueron 1000°C, 900°C y 800°C. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 5.36, en donde se observa que la velocidad de enfriamiento media aumentó con la temperatura de calentamiento inicial.

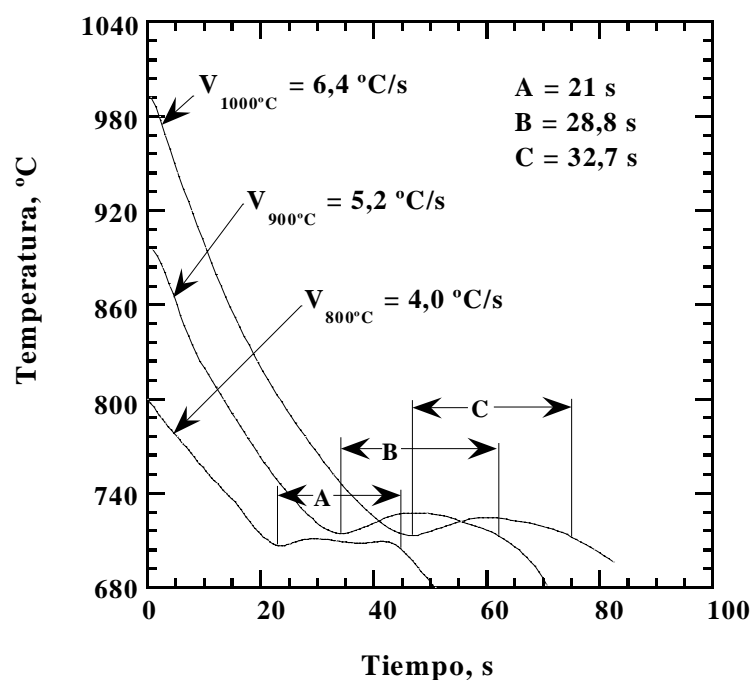


Figura 5.36. Velocidad de enfriamiento de las probetas de torsión.

En la Figura 5.36 se muestra mediante las letras A, B y C el tiempo durante el que transcurre la transformación de austenita en perlita, en los ensayos realizados a las temperaturas de austenización de 800, 900 y 1000°C, respectivamente. Se observa que el tiempo durante el que transcurre la reacción perlítica aumenta a medida que aumenta la temperatura de calentamiento inicial y, por tanto, la velocidad de enfriamiento. El aumento del tiempo de la transformación perlítica indica que la cantidad de carbono en solución en austenita, a la temperatura de la reacción eutectoide, aumenta. De manera sencilla, estos resultados muestran la influencia de las variables (temperatura de austenización y velocidad de enfriamiento) sobre el porcentaje de carbono en solución en la austenita, a la temperatura de transformación eutectoide.

El otro parámetro que se debe tener también en cuenta, a la hora de calcular el espaciado interlaminar de la perlita, es el parámetro de subenfriamiento, ΔT_0 , o variación entre la temperatura a la que se produce la reacción perlítica y la temperatura de la A_1 (ecuación (1)). En general, la temperatura a la cual tiene lugar la transformación perlítica, depende del tamaño de grano austenítico y de la velocidad de enfriamiento. Pellissier y col. indicaron que un acero con un tamaño de grano grosero reacciona, durante el enfriamiento, a una temperatura inferior que otro acero con un tamaño de grano fino⁴⁰. Esto da lugar a un

aumento del parámetro ΔT_0 , y, por tanto, a una disminución del espaciado interlaminar de la perlita. Por otro lado, a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento disminuye la temperatura a la cual se produce la transformación eutectoide⁴², lo cual da lugar también a la disminución del espaciado interlaminar de la perlita. No obstante, en el presente estudio y como se observa en la Figura 5.36, la temperatura de la transformación eutectoide y, con ello, el parámetro de subenfriamiento, ΔT_0 , no varían significativamente con la temperatura de austenización inicial. Por ello, cabe esperar que su influencia en el espaciado interlaminar de la perlita sea mínima.

Las relaciones entre el espaciado interlaminar de la perlita, la temperatura de subenfriamiento y la entalpía de la reacción eutectoide (ecuación 1), tienen su origen en las teorías de crecimiento de la perlita en estado estacionario³², desarrolladas a partir del crecimiento de la perlita por transformación isotérmica³⁷ o por transformación a isovelocidad⁴¹. No obstante, en los casos en los que la transformación de la perlita se produce por enfriamiento continuo se ha demostrado también que las relaciones entre el espaciado interlaminar y la temperatura de enfriamiento son similares a las obtenidas para los modos de crecimiento isotérmico e isovelocidad. Así, Marder y col. estudiaron la cinética de precipitación de la perlita por enfriamiento continuo y los resultados que obtuvieron los contrastaron con los de la formación de la perlita por transformación isotérmica e isovelocidad⁴². Estos autores observaron que el espaciado interlaminar de la perlita venía determinado por la velocidad de crecimiento de ésta, la cual a su vez dependía de la temperatura de transformación, independientemente del modo de crecimiento (enfriamiento continuo, isotérmico o isovelocidad). Finalmente, concluyeron que el espaciado interlaminar de la perlita se podía ajustar a una expresión del tipo de la ecuación (1).

5.2.3.3. Dureza

La Figura 5.32 muestra que la dureza de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica aumenta con la temperatura de austenización. En el caso de las microestructuras esferoidales, la dureza aumenta alrededor de 10 unidades Rc. Este aumento se debe al aumento de la cantidad de perlita que precipita según se incrementa la temperatura de austenización (Figuras 5.20 (a) a (d) y Figuras 5.21 (a) a (d)). Estos resultados

son consistentes con los obtenidos por Gladman y col. en aceros ferrítico-perlíticos, en los cuales la resistencia mecánica, medida en tracción, aumentaba con el contenido en perlita³¹. En el caso de las microestructuras perlíticas de nuestros aceros, la dureza aumenta desde, aproximadamente, 25 Rc hasta 37 Rc, en el acero UAC-1,3C y desde 28Rc hasta 40 Rc, en el acero UAC-1,5C. En estos casos, el aumento de la dureza con la temperatura de austenización se atribuye, fundamentalmente, a la disminución del espaciado interlaminar de la perlita con el aumento de la temperatura de austenización (Figuras 5.26 y 5.31)^{43,44}. Hyzak y col. estudiaron la influencia de la microestructura en la resistencia mecánica en tracción de un acero perlítico y observaron que la resistencia aumentaba al disminuir el espaciado interlaminar de la perlita, a igualdad de tamaño de grano austenítico y tamaño de colonia de perlita⁴³. Estos autores concluyeron que la variación del tamaño de grano y del tamaño de colonia de perlita no influía en los valores de resistencia. En el presente trabajo, la variación de estos dos parámetros microestructurales no influye, significativamente, en la dureza de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C. Así, como se observa en las Figuras 5.24, 5.29 y 5.32, la dureza de ambos aceros UAC aumenta con la temperatura de austenización independientemente de la variación que experimenta el tamaño de grano austenítico de ambos aceros UAC con la temperatura de austenización.

5.2.4. CONCLUSIONES

Se han estudiado dos aceros de ultraalto contenido en carbono (UAC-1,3C y UAC-1,5C) los cuales han sido procesados mediante la ruta B, desarrollada en el apartado 5.1, y posteriormente austenizados en el intervalo de temperaturas desde 770°C a 990°C. Las medidas de los parámetros microestructurales obtenidos a cada temperatura de austenización conducen a las siguientes conclusiones:

1. Los tratamientos de austenización realizados en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C han dado lugar a una serie de microestructuras mixtas de carburos esferoidales y colonias de perlita. Dichas microestructuras se caracterizan porque el contenido de carburos esferoidales disminuye y el contenido de perlita aumenta al aumentar la temperatura de austenización. En función del contenido de carburos y de perlita, las microestructuras obtenidas se han clasificado en dos tipos: 1) microestructuras de tipo esferoidal (entre 770 y 870°C) y, 2) microestructuras de tipo perlítico (entre 900 y 990°C).
2. Las microestructuras que se obtienen en el acero UAC-1,3C se pueden clasificar según 4 secuencias, correspondientes a los intervalos de temperatura de tratamiento: 770-810°C, 840-870°C, 900-930°C y 960-990°C. Las microestructuras típicas de cada una de las cuatro secuencias consisten en carburos esferoidales, procedentes de la cementita eutectoide y proeutectoide en una matriz de ferrita (secuencia 1^a), carburos esferoidales, procedentes de la cementita eutectoide y proeutectoide, y perlita en una matriz de ferrita (secuencia 2^a), carburos proeutectoides esferoidales y colonias de perlita rodeadas de carburos proeutectoides precipitados en las fronteras de los granos de austenita previa (secuencia 3^a) y colonias de perlita rodeadas de una red de carburos proeutectoides precipitada en las fronteras de los granos de austenita previa (secuencia 4^a).
3. Las microestructuras que se obtienen en el acero UAC-1,5C se pueden clasificar según las tres primeras secuencias observadas en el acero UAC-1,3C. Los intervalos de temperatura en los que se producen las secuencias 1^a, 2^a y 3^a son 770-810°C, 850-870°C y 900-990°C, respectivamente. La cuarta secuencia microestructural no se produce debido a que a la temperatura de austenización mayor (990°C) todavía existen carburos proeutectoides esferoidales sin disolver. Dicha temperatura es menor que la

temperatura de transición de la región de austenita y cementita a la región de austenita pura.

4. El tamaño medio de los carburos proeutectoides y eutectoides del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal está comprendido entre 0,38 y 0,52 μm . El tamaño medio de los carburos proeutectoides en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal está comprendido entre 2,1 y 2,9 μm , mientras que el tamaño de los carburos eutectoides oscila entre 0,39 y 0,48 μm . La diferencia entre el tamaño de los carburos proeutectoides y eutectoides del acero UAC-1,5C se debe a que, durante el conformado mediante la ruta B, los carburos proeutectoides no se rompen en partículas de menor tamaño.
5. En general, el tamaño medio de los carburos esferoidales de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal no varió, significativamente, con la temperaturas de austenización. Esto se debe a: 1) la estabilidad de los carburos proeutectoides y eutectoides a temperaturas inferiores a 850°C, 2) los tiempos cortos empleados durante la austenización y 3) las elevadas velocidades de enfriamiento alcanzadas tras el tratamiento térmico.
6. El tamaño medio de grano austenítico y el tamaño medio de colonia de perlita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica aumenta con la temperatura de austenización, siendo en el acero UAC-1,3C en donde se obtiene un mayor aumento de ambos parámetros microestructurales. Esto se debe a que, para la misma temperatura de austenización, el porcentaje de carburos proeutectoides sin disolver es menor en el acero UAC-1,3C que en el acero UAC-1,5C. Los carburos proeutectoides sirven de puntos de anclaje de las fronteras de grano y dificultan su crecimiento. Por otro lado, el aumento del tamaño de grano austenítico conlleva un aumento del tamaño de colonia de perlita en ambos aceros.
7. El espaciado interlaminar de la perlita de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica disminuye al aumentar la temperatura de austenización. Esto se debe al aumento del contenido en carbono en solución en la austenita, a la temperatura de transformación eutectoide, debido al aumento del contenido en carbono en austenita y al aumento de la velocidad de enfriamiento con la temperatura de austenización inicial.

8. La dureza de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica aumenta con la temperatura de austenización. En el caso de las microestructuras esferoidales, el aumento de la dureza se debe al incremento de la cantidad de perlita con la temperatura de austenización. En contraste, en el caso de las microestructuras perlíticas, el aumento de la dureza se debe a la disminución del espaciado interlaminar de la perlita al aumentar la temperatura de austenización.

5.3. REFERENCIAS

- ¹ C.K. Syn, D.R. Lesuer y O.D. Sherby, Metall. Trans. A, vol. 25A, 1994, pp. 1481.
- ² D.L. Bly, O.D. Sherby y C. M. Young, Mater. Sci. Eng., vol. 12, 1973, pp. 41.
- ³ A. Inoue, T. Ogura y T. Masumoto, Trans JIM, vol. 17, 1976, pp. 663.
- ⁴ M. Yakushiji, Y. Kondo, H. Matsumoto y T. Okamoto, J. Japan Inst. Metals, vol. 39, 1975, pp. 606.
- ⁵ A.S. Keh, Acta Met., vol. 11, 1963, pp. 1101.
- ⁶ A. Inoue, Togura y T. Masumoto, J. Jpn. I. Met., vol. 37, 1973, pp. 875.
- ⁷ J. Wadsworth y O.D. Sherby, en “Thermomechanical Processing and Mechanical Properties of Hypereutectoid Steels and Cast Irons”, Warrendale, PA, TMS, 1997.
- ⁸ M.J. Strum, A. Goldberg, O.D. Sherby y R.L. Lyingham, “Transformation Process for Production of Ultrahigh Carbon Steels y New Alloys”, U.S. Patent No. 5,445,685, August 29, 1995.
- ⁹ T. Oyama, J. Proft, H-C. Tsai y O.D. Sherby, “Enhancement of Superplasticity in Ultrahigh Carbon (UHC) Steels Through Dilute Alloying Additions,” proceedings ASM Fall Meeting, Philadelphia, Pennsylvania, October 1983.
- ¹⁰ T. Oyama, “Processing and Properties of Ultrahigh Carbon Steels”, PhD Thesis, Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, 1983.
- ¹¹ M.F. Ashby y D.R.H. Jones, “Engineering Materials”, vol. 2, New York: Pergamon Press, 1986, pp. 105.
- ¹² R.W. Heckel y H.W. Paxton, Trans. AIME, vol. 218, 1960, pp. 799.
- ¹³ W.S. Owen, J. Iron Steel Inst., vol. 167, 1951, pp. 117.
- ¹⁴ L.S. Darken, Trans. Am. Soc. AIME, vol. 180, 1949, pp. 430.
- ¹⁵ T. Yo y G. Krauss, Acta. Metall., vol. 29, 1981, pp. 351.
- ¹⁶ A. Westgren, G. Phragmén y T. Negresco, J. Iron Steel Inst., N° I, 1928, pp. 383.
- ¹⁷ A. Fernández-Vicente, M. Carsí, F. Peñalba y O.A. Ruano, Proceedings de “Thermomechanical Processing of Steels”, ed. IOM Communications, London, 24-26 Mayo, 2000, vol. 1, pp. 372.
- ¹⁸ T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth y B. Walser, Scripta Metall., vol. 18, 1984, pp. 799.
- ¹⁹ M.A. Grossmann y E.C. Bain, “Principles of Heat Treatment”, Metals Park, OH, ASM, 5th edition, 1964.
- ²⁰ D.V. Shtansky, K. Nakai y Y. Ohmori, Acta Mater., vol. 47, N° 9, 1999, pp. 2619.

-
- ²¹ G.R. Speich y A. Szirmai, *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. 245, 1969, pp. 1074.
- ²² M. Qian, *Scripta Mater.*, vol. 41, N° 12, 1999, pp. 1301.
- ²³ E.M. Taleff, C.K. Syn, D.R. Lesuer y O.D. Sherby, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 27A, 1996, pp. 111.
- ²⁴ R.F. Mehl y W.C. Hagel, *Prog. Metal Phys.*, vol. 6, 1956, pp. 74.
- ²⁵ K. Honda y S. Saito, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 102, 1920, pp. 261.
- ²⁶ L.E. Samuels, "Light Microscopy of Carbon Steels", ASM International, Agosto 1999, Capítulo 7, "Spheroidization and Graphitization", pp. 167.
- ²⁷ O.D. Sherby et al., "A Summary Report on Superplastic UHCS", Stanford University, Final Report DAHC-15-73-G15, February, 1977, pp. 69.
- ²⁸ C.T. Liu y J. Gurly, *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. 242, 1968, pp. 1535.
- ²⁹ C.T. Liu y J. Gurly, *Trans. ASM*, vol. 61, 1968, pp. 156.
- ³⁰ A.M. Turkalo y J.R. Low, Jr., *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. 212, 1958, pp. 750.
- ³¹ T. Gladman, I.D. Mcivor y F.B. Pickering, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 210, 1972, pp. 916.
- ³² R.F. Mehl y C. Hagel, *Progr. Metal Phys.*, vol. 6, 1956, pp. 74.
- ³³ M. Hillert, "Decomposition of Austenite by Diffusional Processes", Interscience, 1962, pp. 197.
- ³⁴ C.S. Smith, *Trans. ASM*, vol. 45, 1953, pp. 533.
- ³⁵ R. J. Dippenaar y R.W.K. Honeycombe, *Proc. R. Soc. Lond.*, vol. A333, 1973, pp. 455.
- ³⁶ N. Ridley, *Metall. Trans. A*, vol. 15A, 1984, pp. 1019.
- ³⁷ C. Zener, *Trans. AIME*, vol 167, 1946, pp. 550.
- ³⁸ M.P. Puls y J.S. Kirkaldy, *Metall. Trans.*, vol. 3, 1972, pp. 2777.
- ³⁹ D.A. Porter y K.E. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys", 11 New Fetter Lane, London EC4P 4EE: Van Nostry Reinhold International Co. Ltd., 1981, pp. 223.
- ⁴⁰ G.E. Pellissier, M.F. Hawkes, W.A. Johnson y R.F. Mehl, *Trans. ASM*, vol. 30, 1942, pp. 1049.
- ⁴¹ D.D. Pearson y J.D. Verhoeven, *Metall. Trans. A*, vol. 15A, 1984, pp. 1037.
- ⁴² A.R. Marder y B.L. Bramfitt, *Metall. Trans. A*, vol. 6A, 1975, pp. 2009.
- ⁴³ J.M. Hyzak y I.M. Bernstein, *Metall. Trans.*, vol. 7A, 1976, pp. 1217.
- ⁴⁴ M. Carsí, A. Fernández-Vicente, O.A. Ruano y O.D. Sherby, *Mater. Sci. Tech.*, vol. 15, 1999, pp. 1087.

6. COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE LOS ACEROS DE ULTRAALTO CONTENIDO EN CARBONO UAC-1,3C Y UAC-1,5C

6.1. INTRODUCCIÓN

Desde el punto de vista industrial, a la hora de determinar la tenacidad de un material, se suele recurrir al ensayo de impacto Charpy, por cuanto este tipo de ensayo reproduce las condiciones más severas de uso. Dicho ensayo favorece la ruptura frágil del material debido a que se eleva el límite elástico por encima del valor de resistencia a la fractura del mismo, como consecuencia de la alta velocidad de deformación a la que se produce el ensayo. Bajo estas condiciones, la cifra de impacto Charpy representa un valor comparable con el valor de tenacidad Charpy obtenido en otros materiales y utilizable a efectos de control de calidad. En el caso de los aceros UAC, los valores de impacto Charpy obtenidos para diferentes tipos de microestructuras (esferoidal y perlítica) no varían de manera significativa (entre 2 y 5 Julios)¹. Esta ausencia de variación dificulta el análisis de la influencia que ejercen los parámetros microestructurales característicos de cada tipo de microestructura sobre la tenacidad a la fractura de dichos materiales. Estos parámetros son: la distancia entre carburos y tamaño de grano de ferrita –en las microestructuras de tipo esferoidal- y el tamaño de grano austenítico, el tamaño de colonia de perlita y el espaciado interlaminar de la perlita –en las microestructuras de tipo perlítico. Por otro lado, el valor de tenacidad definido a través de un ensayo Charpy no se puede considerar como una característica del material y, con ello, como una propiedad intrínseca del mismo, en cuanto que su valor depende del tamaño de la probeta y de las características del radio en el extremo de la entalla².

En general, el valor de tenacidad a la fractura de un material se define por el valor de la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana, K_{Ic} . Esta magnitud representa el valor máximo del factor de intensidad de tensiones, K , que se puede alcanzar en un elemento estructural fisurado (o agrietado) previo a la rotura del mismo. El cálculo del factor

de intensidad de tensiones se realiza por medio de la teoría de la elasticidad. La tenacidad a la fractura, como ya hemos indicado, es una característica propia del material independiente de factores tales como la longitud de grieta, geometría, presencia de otras grietas, orientación de la grieta, etc., y dependiente, únicamente, de las variables externas (temperatura y velocidad de deformación). El cálculo de la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , es un problema de física experimental.

Las diferencias, en cuanto a la aplicación como herramienta de diseño, entre la tenacidad medida a través del ensayo Charpy y la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , de un material están relacionadas, fundamentalmente, con el gasto energético asociado a cada ensayo. Así, mientras que en el ensayo Charpy se mide la energía necesaria para deformar y romper una probeta determinada, en el ensayo de tenacidad de fractura se mide, solamente, la energía necesaria para iniciar el crecimiento de una grieta preexistente³.

El conocimiento del K_{Ic} tiene interés para 1) el diseño de elementos estructurales, ya que proporciona el dato necesario para determinar, mediante la Mecánica de la Fractura, el tamaño de grieta máximo o las tensiones de trabajo máximas permitidas en dicho elemento estructural, 2) la determinación de las especificaciones de aceptación y control de calidad necesario para un material dado, y 3) el estudio de la influencia sobre la tenacidad a la fractura del material de variables tales como la composición química, los tratamientos térmicos o la presencia de soldaduras².

En general se debe distinguir entre el factor de intensidad de tensiones, K , de un elemento estructural concreto agrietado y la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana, K_{Ic} , del material que constituye dicho elemento. El factor de intensidad de tensiones es un parámetro que permite caracterizar el campo de tensiones y desplazamientos en el extremo de la grieta del elemento en cuestión, y depende de la geometría del elemento estructural, de la longitud de la grieta, y de las solicitaciones a las que está sometida la pieza, $K = K(\sigma, a)$.

El conocimiento de la tenacidad a la fractura y del factor de intensidad de tensiones de una pieza agrietada permiten, en principio, predecir su fractura cuando se produce en régimen elástico. Así pues, siempre que el factor de intensidad de tensiones se mantenga inferior a la tenacidad de fractura, la rotura no es posible. De esta manera, la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , representa el valor máximo o crítico que puede alcanzar el factor de intensidad de tensiones,

K, de una pieza agrietada previo a la fractura de la misma. En consecuencia, la rotura se producirá cuando:

$$K = K_{Ic} \quad (1)$$

La medida de la tenacidad a la fractura en deformación plana, K_{Ic} , se describe en la norma ASTM E399⁴. En ella, se encuentran normalizadas las dimensiones de las probetas, así como la disposición de los equipos de medida y las características de las máquinas de ensayo. La norma incluye los requerimientos en cuanto a la longitud de la grieta, tamaño de la zona plástica, etc., que se deben cumplir para poder considerar válido el valor del K_{Ic} que se mide. En general, el ensayo para la determinación de la tenacidad a la fractura consiste en deformar una probeta agrietada y medir la carga crítica a la cual se inicia el crecimiento de la grieta. En la Figura 6.1 se muestran las probetas propuestas para la medida del K_{Ic} , junto con las dimensiones normalizadas. Estas probetas son las siguientes: probeta de flexión, probeta compacta, probeta en forma de c, probeta compacta en forma de disco y probeta cilíndrica corta o probeta cilíndrica prismática.

En el ensayo dictado por la norma ASTM E399, la medida del K_{Ic} se realiza mediante la deformación de una probeta entallada, de geometría conocida, y previamente preagrietada por fatiga⁴. Para ello, se somete la probeta a una carga creciente hasta que se produce la rotura de la misma y se registra constantemente la carga aplicada, F, frente al desplazamiento relativo de los labios de la grieta, x. A partir del valor promedio de la longitud de la grieta, medido sobre una de las dos mitades de la probeta rota y el valor de la carga asociada a dicha longitud de la grieta, se determina el valor crítico del factor de intensidad de tensiones, K_Q . Dicho valor se iguala al valor de la tenacidad a la fractura K_{Ic} en el caso de que se cumplan los requerimientos exigidos por la norma.

El principal inconveniente que presenta este tipo de ensayo consiste en la necesidad de realizar un preagrietamiento inicial por fatiga, para lo cual se requiere de una máquina dinámica y limita la utilización de una máquina estática. Al mismo tiempo, el espesor mínimo de probeta que requiere la norma ASTM E399, para poder considerar despreciables los efectos plásticos en el extremo de la grieta es, en algunos casos, demasiado elevado, como para determinar un valor del K_{Ic} válido. El espesor mínimo de la probeta compacta viene dado por la siguiente ecuación:

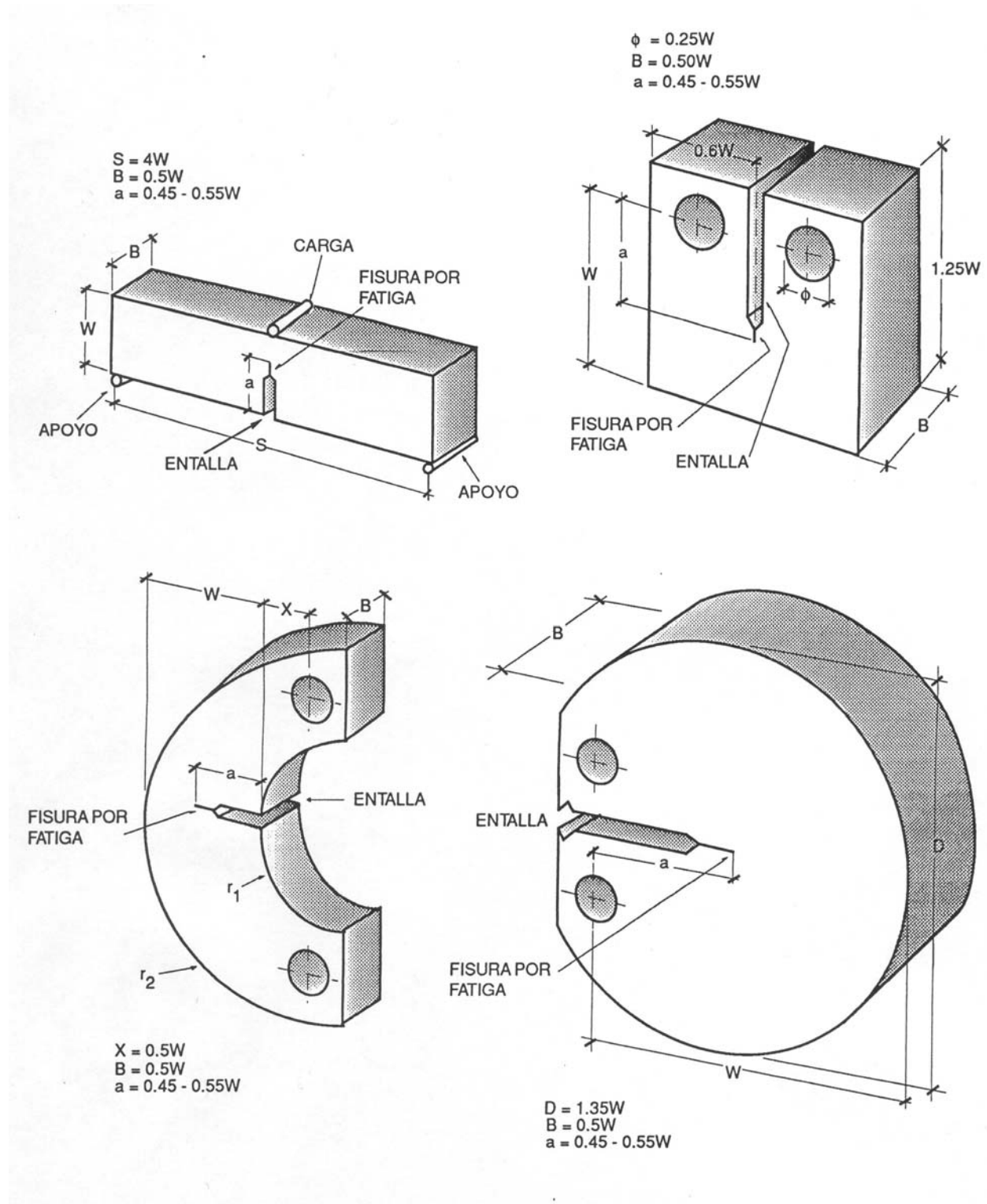


Figura 6.1. Probetas normalizadas (ASTM E399) para medir la tenacidad a la fractura. De izquierda a derecha y de arriba abajo: probeta de flexión ensayada por doblado, probeta compacta ensayada en tracción, probeta en forma de arco o c ensayada en tracción y probeta compacta en forma de disco ensayada en tracción. Se indican los valores de las dimensiones de cada probeta en función del ancho de la probeta, w .

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

donde σ_y es el límite elástico del material al 0,2% de deformación.

Teniendo en cuenta todos los inconvenientes del ensayado de tenacidad a la fractura dado por la norma ASTM E399, Lynn M. Barker desarrolló, en la segunda mitad de la década de los 70, un nuevo método para el cálculo de la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana para materiales metálicos (norma ASTM E1304)^{5,6,7}. La probeta que se utiliza se denomina probeta cilíndrica corta o probeta prismática corta (también denominada barra corta). Este tipo de probeta presenta una entalla de tipo chevron (Figura 6.2), que facilita el crecimiento de una grieta de manera estable a lo largo de la entalla, en el caso de que el sistema de carga utilizado sea suficientemente rígido, y ahorra la necesidad de realizar preagrietamiento inicial. Al mismo tiempo, la propia geometría de la probeta permite obtener, durante todo el ensayo, un estado de deformación plana, aun cuando se utilice un espesor de probeta inferior al dado por la ecuación (2). Esto se debe a que el espesor mínimo de probeta, exigido por la norma ASTM E1304, y que permite despreciar el tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta, es considerablemente menor que el exigido por la norma ASTM E399. Dicho espesor viene dado por la siguiente ecuación:

$$B \geq 1,25 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

Se observa que el espesor requerido por la ecuación (2) es el doble del requerido por la ecuación (3). De esta manera se posibilita confeccionar probetas con poco material. Por otro lado, como ya se ha comentado, el nuevo método desarrollado por Barker no requiere preagrietar por fatiga. Este se debe a que, para la longitud de grieta inicial, el coeficiente del factor de intensidad de tensiones disminuye a medida que crece la grieta, hasta alcanzar una longitud dada (longitud crítica de grieta), a partir de la cual comienza a aumentar con el aumento de la longitud de grieta.

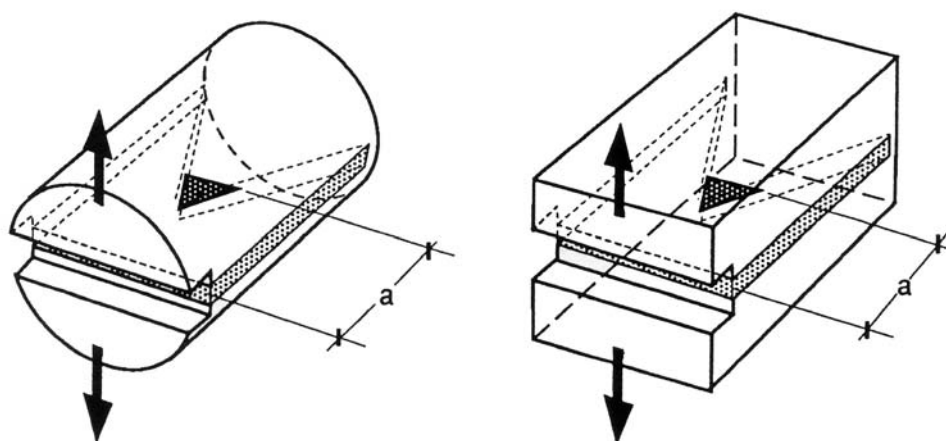


Figura 6.2. Probeta cilíndrica corta y probeta prismática corta

El primer ensayo de fractura en probeta con entalla chevron se remonta a 1966 y fue realizado por Tattersall y Tappin⁸, los cuales aprovecharon el trabajo inicial desarrollado por Nakayama⁹ en probetas asimétricas, entalladas a la mitad, con una entalla de tipo chevron. Tattersall y col.⁸ crearon una grieta en una probeta de doblado, que había sido previamente entallada en forma de sección triangular en el plano de la grieta central. La grieta se originó en la punta del triángulo y se propagó de manera estable, al mismo tiempo que aumentaba la longitud de su frente, a lo largo de la probeta. Debido a la estabilidad de la grieta, estos autores pudieron estimar el valor de la tenacidad, a partir del área debajo de la curva carga-desplazamiento. Este método de cálculo de la tenacidad a la fractura, en probetas con entalla de tipo chevron, ha sido utilizado, posteriormente, por diferentes investigadores^{10,11}. En 1972, sin embargo, Pook¹² reconoció que la carga máxima, obtenida en un ensayo en probeta con entalla chevron, era suficiente para estimar la tenacidad. Este autor llegó a sugerir el uso de probetas de doblado con entalla chevron para el control de calidad de los materiales, debido a la economía y simplicidad del ensayo. La introducción por Barker de la probeta corta⁷ ha producido un aumento creciente en el uso de este tipo de ensayo¹³. Los métodos desarrollados por este autor para el cálculo de la tenacidad a la fractura, a partir de probetas cortas cuadradas y cilíndricas^{5,7,14,15} van más allá del método propuesto por Pook.

En el presente capítulo se determinará la tenacidad a la fractura en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructuras esferoidal y perlítica. Para ello, se emplearán dos tamaños de probeta prismática corta con entalla de tipo chevron: “probetas de tamaño pequeño” cuyas dimensiones son 12 mm x 12 mm x 18 mm y “probetas de tamaño grande” cuyas dimensiones son de 18 mm x 18 mm x 27 mm. Para el cálculo de la tenacidad a la

fractura del acero UAC-1,3C se emplearon “probetas de tamaño pequeño” y “probetas de tamaño grande”, mientras que para el acero UAC-1,5C se emplearon únicamente “probetas de tamaño pequeño” para el cálculo de la tenacidad a la fractura. Se analizarán, también, las superficies de fractura obtenidas y se determinará el defecto microestructural que da lugar a la propagación de la grieta. En aquellos casos en los que sea posible, se establecerá la relación entre los parámetros microestructurales característicos de cada tipo de microestructura.

6.2. INTRODUCCIÓN TEORICA. ENSAYO PARA LA DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA EN CONDICIONES DE DEFORMACIÓN PLANA EN PROBETA CORTA CON ENTALLA CHEVRON

6.2.1. TEORÍA PARA EL CÁLCULO DE K_I EN PROBETA PRISMÁTICA CORTA CON ENTALLA TIPO CHEVRON A PARTIR DE LA TEORÍA ELÁSTICO-LINEAL Y DE LA TEORÍA PLÁSTICO-ELÁSTICA DE LA MECANICA DE LA FRACTURA

A continuación, se expone el desarrollo del método de cálculo de la tenacidad a la fractura para el caso de probetas con entalla de tipo chevron que se comportan de manera elástico-lineal. A continuación se realizará una generalización para el caso de aquellas probetas en las que se observa cierto grado de plasticidad alrededor del extremo de la grieta.

6.2.1.1. Derivación del factor de intensidad de tensiones, K_I , a partir de la teoría elástico-lineal de la mecánica de la fractura

En la Figura 6.3 se muestra una gráfica de la carga frente al desplazamiento correspondiente a un ensayo de fractura realizado en una probeta en la que la grieta creció de acuerdo con la teoría elástico lineal de la mecánica de la fractura. El ensayo de fractura se

inicia mediante la aplicación de una carga, F , que produce la deformación elástica de la probeta antes de alcanzar el punto donde se produce la desviación del comportamiento lineal, correspondiente a la iniciación de la grieta en el extremo de la entalla. Debido al diseño de la entalla, cada aumento de la longitud de la grieta, da , requiere un aumento de la carga, dP . Así pues, supongamos que el ensayo se realiza bajo control de desplazamiento y que se aplica una carga, F , que origina una grieta que se propaga, de manera estable, hasta la longitud a_0 , correspondiente a una apertura de la probeta igual a x (Figura 6.4 (b)). Supongamos que el estado que se alcanza viene representado por el punto A de la Figura 6.3. A continuación, se descarga la probeta en este punto. Bajo condiciones de la teoría lineal elástica y, por tanto, ausencia de deformación plástica en el extremo de la grieta y suponiendo que no se produce un crecimiento adicional de grieta, entonces se debería obtener una línea recta hacia el origen.

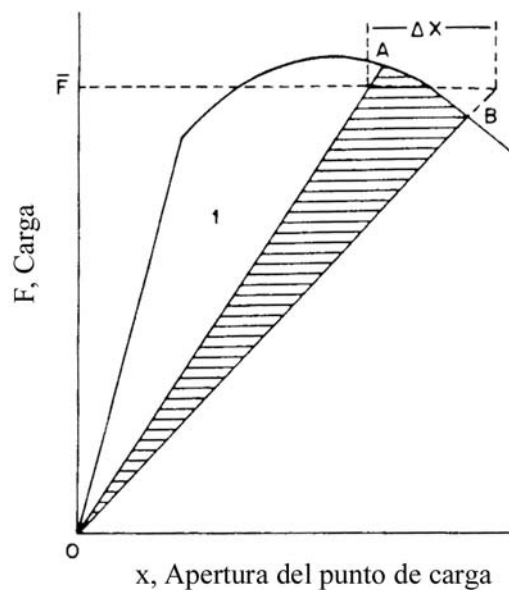


Figura 6.3. Carga frente a la apertura del punto de carga que muestra el comportamiento elástico de una probeta sometida a varios ciclos de carga y descarga.

Supongamos ahora que, en lugar de descargar la probeta en A, se hace avanzar la grieta, de manera estable, la distancia Δa , desde a_0 hasta a_1 . Este aumento de la longitud de la grieta viene acompañado de un aumento de la apertura de la probeta, Δx . El nuevo estado que se alcanza en la curva carga desplazamiento se representa en la Figura 6.3 por el punto B. De

nuevo, si se descarga la probeta desde B y, suponiendo que no se ha producido deformación plástica, se obtiene una línea recta hacia el origen.

La energía que se requiere para hacer crecer la grieta una distancia Δa , (Figura 6.4 (a) y (b)), viene dada por la siguiente expresión:

$$\Delta W = G_{Ic} b \Delta a \quad (4)$$

donde b es el ancho promedio de la grieta entre a y $a + \Delta a$, Δa es el aumento de la longitud crítica de grieta y G_{Ic} es la energía, por unidad de área, disponible para propagar el extremo de una grieta en condiciones de deformación plana.

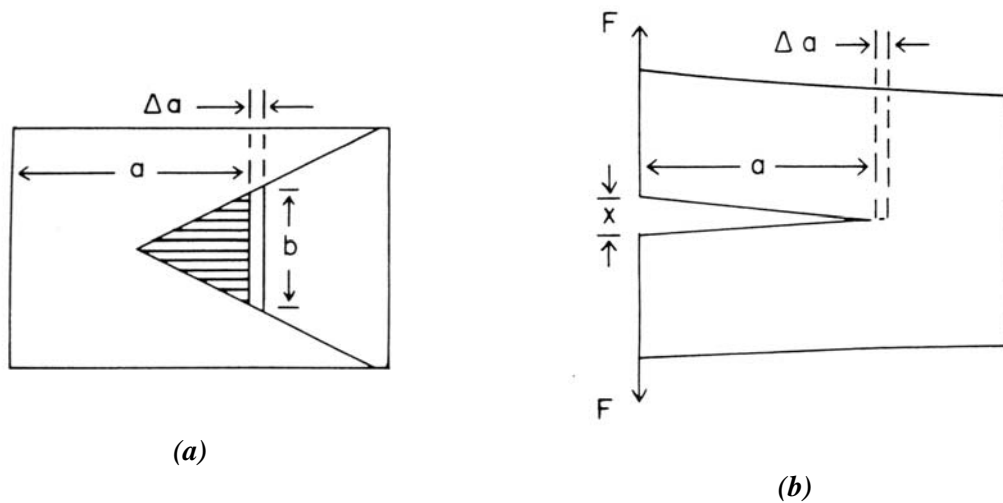


Figura 6.4. Plano superior (a) y lateral (b) de una probeta en la que la grieta avanza una distancia Δa .

En la Figura 6.5 se indican los parámetros que definen la geometría de la probeta prismática corta con entalla de tipo chevron. Dichos parámetros son los siguientes: espesor, B , anchura, w , altura $2H$, y longitud de grieta a . La variación de la longitud de grieta, Δa , se expresa como la diferencia entre la longitud de grieta final, a , y la longitud de grieta inicial, a_0 , donde $\Delta a = (a - a_0)$. La longitud del frente de grieta, b , viene dada por la siguiente ecuación:

$$b = B \frac{a - a_0}{a_1 - a_0} = B \frac{\alpha - \alpha_0}{\alpha_1 - \alpha_0} \quad (5)$$

donde el parámetro α representa la relación entre la longitud de grieta, a , y el ancho de la probeta, w , es decir $\alpha = a/w$.

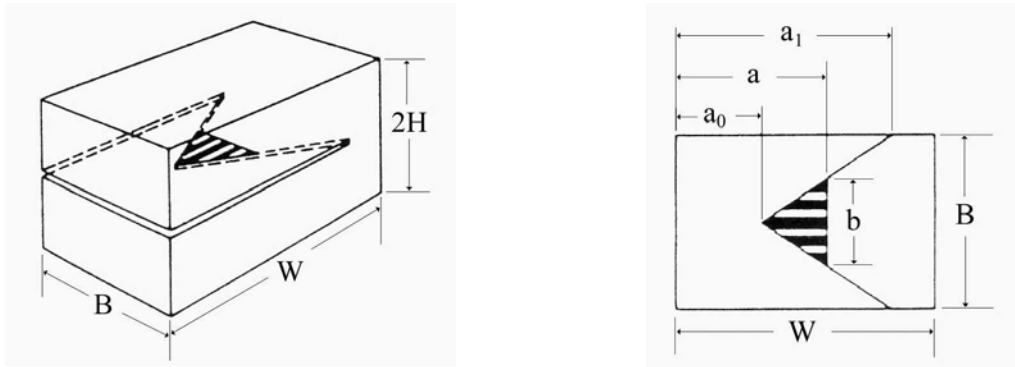


Figura 6.5. Dibujo del tipo de probetas empleadas en el presente trabajo en donde se indican las proporciones del crecimiento de la grieta.

La energía ΔW se puede calcular también, a partir del trabajo disipado para propagar la grieta la distancia Δa , y que viene dado por el área sombreada del triángulo OAB de la Figura 6.3. Esta área se calcula a partir de la siguiente expresión:

$$\Delta W = \frac{1}{2} \bar{F} \Delta x \quad (6)$$

donde \bar{F} es la carga media entre los puntos A y B de la curva carga desplazamiento, y Δx es la variación de la apertura de la probeta entre los puntos A y B de la curva carga-desplazamiento para el valor de la carga media (Figura 6.3).

Si se define la flexibilidad como el cociente entre la apertura de la probeta y la carga aplicada, entonces la variación de la flexibilidad durante la aplicación de la carga desde A hasta B es:

$$\Delta c = \frac{\Delta x}{F} \quad (7)$$

si se utiliza la ecuación (7) para eliminar Δx en la ecuación (6), obtenemos:

$$\Delta W = \frac{1}{2} \bar{F}^2 \Delta c \quad (8)$$

eliminando ΔW mediante la ecuación (7), tomando el límite cuando Δc y Δa tienden a cero, e introduciendo el valor del ancho de la probeta, w , se obtiene:

$$G_{Ic} = \frac{F^2}{2wb} \left(\frac{dc}{d\alpha} \right) \quad (9)$$

Aquí, b , F y $dc/d\alpha$ se calculan para la longitud de grieta final, a . La ecuación (9) es básicamente la misma que la publicada por Irwin y Kies en 1954¹⁶.

Para expresar la ecuación (9) en términos del factor de intensidad de tensiones, necesitamos emplear la ecuación que relaciona G_{Ic} y K_{Ic} para el caso de deformación plana:

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2 \frac{(1-\nu^2)}{E} \quad (10)$$

donde E es el módulo elástico, y ν es la relación de Poisson. Entonces, combinando la ecuación (9) y (10), agrupando $E' = E/(1-\nu^2)$ y sustituyendo b por su valor en la ecuación (5) se obtiene:

$$K_{Ic} = F \left[\frac{\frac{dc}{d\alpha} \cdot E'}{2wb} \right]^{1/2} = \frac{F}{B\sqrt{w}} \left[\frac{1}{2} \frac{dc^1}{d\alpha} \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right]^{1/2} = \frac{F}{B\sqrt{w}} \cdot Y^* \quad (11)$$

donde $c^1 = E'BC$ es la flexibilidad adimensional para una probeta prismática corta y entalla de tipo chevron en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal y

$$Y^* = \left[\frac{1}{2} \frac{dc^1}{d\alpha} \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right]^{1/2} \quad (12)$$

representa el factor de forma o coeficiente del factor de intensidad de tensiones para una probeta prismática corta con entalla tipo chevron en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal.

La expresión de la ecuación (12) no se puede expresar como una función analítica debido a que no existe solución analítica alguna para la flexibilidad, c^1 , de una probeta prismática corta con entalla chevron en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal. Por ello, en primera aproximación, se asume que la variación de la flexibilidad con el tamaño de la grieta, en una probeta de este tipo, es la misma que para el caso de una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de igual espesor que el espesor de la probeta (grieta de frente recto)¹⁷. Hemos de tener en cuenta que, en una probeta prismática corta con entalla tipo chevron, el frente de grieta constituye un trapecioide, de manera que el único punto en el que

el espesor de la grieta es igual al de la probeta es para una longitud de grieta, $a = a_1$ (Figura 6.5). Bluhm¹⁸ ha desarrollado un método cuasi-analítico, a partir del cual se puede obtener una expresión para la flexibilidad de una probeta, en la que el espesor del frente de grieta es menor que el espesor de la probeta (grieta de frente trapezoidal). Básicamente, dicho método consiste en dividir la superficie de la probeta en elementos diferenciales de espesor Δz y anchura igual a la anchura de la probeta, w , en los que se propaga una grieta de frente recto y longitud igual a X . En la Figura 6.6 se muestra un dibujo de la superficie de fractura de una probeta prismática corta con entalla tipo chevron en la que se indican dichas dimensiones. La flexibilidad de la probeta con entalla chevron se calcula como la integral de la flexibilidad de un elemento diferencial, de espesor Δz , a lo largo del ancho de la probeta. Una vez obtenida la expresión analítica de la flexibilidad, el factor de forma, Y^* , se obtendría por sustitución en la ecuación (12) el valor de la derivada de la flexibilidad, $\frac{dc^I}{d\alpha}$.

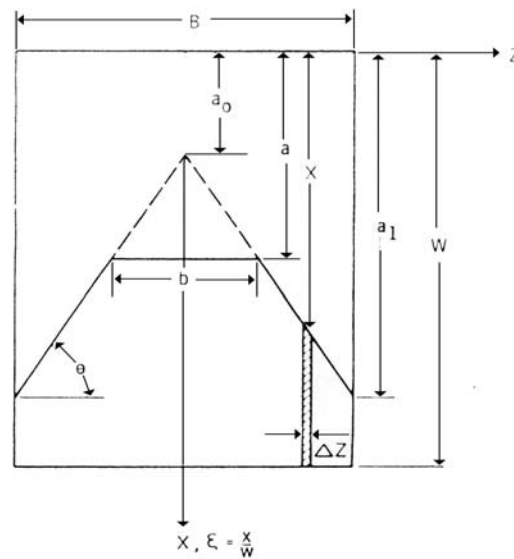


Figura 6.6. Plano de fractura de una probeta con entalla chevron en el que se muestra la notación empleada por Bluhm¹⁸.

En el presente trabajo se asumirá que, en primera aproximación, la variación de la flexibilidad con la longitud de grieta, para una probeta prismática corta con entalla tipo chevron (en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal), se puede expresar de la misma manera que en el caso de una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de frente recto. Teniendo en cuenta esto, la variación de la flexibilidad en una probeta con entalla chevron se puede escribir como:

$$\frac{dc^1}{d\alpha} = 2Y^2 \quad (13)$$

donde Y es el factor de forma o coeficiente adimensional del factor de intensidad de tensiones para una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de frente recto. Sustituyendo esta expresión en la ecuación (11), obtenemos:

$$K_{Ic} = \frac{F}{B\sqrt{w}} Y \left[\frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right]^{1/2} \quad (14)$$

donde

$$Y^* = Y \left[\frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right]^{1/2} \quad (15)$$

Se observa que el factor de forma asociado a una probeta prismática corta con entalla tipo chevron, Y^* , es función, por un lado, del factor de forma, Y, asociado a una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de igual espesor que el espesor de la probeta y, por otro lado, de la longitud de grieta. Para la longitud crítica de grieta, en donde se calcula el K_{Ic} del material, el valor del factor de forma Y^* alcanza su valor mínimo.

6.2.1.2. Cálculo del parámetro de forma Y asociado a una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de frente recto

El procedimiento de cálculo del factor de forma, Y, asociado a una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de igual espesor que el espesor de la probeta, se basa en los resultados de Srawley y Gross¹⁹ sobre el cálculo de Y para una variedad de probetas de bordes rectos, en las que el punto de aplicación de la carga se encuentra situado cerca del punto de la intersección de la grieta con el extremo de la probeta. Estos autores consideran dos casos extremos. Por un lado, consideran el caso en el que el tamaño del ligamento es pequeño comparado con la longitud de grieta, a. La solución del factor de forma Y, se calculó a partir de la expresión de Paris y Sih²⁰ para el caso de una grieta semiinfinita que se encuentra cerca de un borde libre en la mitad de un plano. Esta expresión se puede escribir de la forma:

$$Y_1 = \frac{2,702 + 1,628\alpha}{(1-\alpha)^{3/2}} \quad (16)$$

Por otro lado, Srawley y Gross consideran el caso de una probeta en el que la longitud de grieta, a , es pequeña comparada con el tamaño del ligamento. La expresión para el parámetro Y fue calculada por Gross y Srawley y se puede expresar de la siguiente manera:

$$Y_2 = \sqrt{12 \frac{w^3}{H^3} \left(\alpha + \frac{0,679}{w/H} \right)} \quad (17)$$

Aunque en trabajos posteriores se ha empleado el valor de 0,7 en lugar del valor 0,679¹⁹. Para la geometría empleada en el presente trabajo, el valor de 0,679 es más exacto.

Para el caso de una probeta con una longitud de grieta intermedia, entre los dos extremos analizados, el parámetro Y se puede obtener mediante la superposición de las funciones Y_1 e Y_2 . Para ello, definimos primeramente dos funciones F_1 y F_2 de la siguiente manera:

$$F_1 = \frac{Y_1(1-\alpha)^{3/2}}{\alpha} = \frac{2,702}{\alpha} + 1,628 \quad (18)$$

y

$$F_2 = \frac{Y_2(1-\alpha)^{3/2}}{\alpha} = \sqrt{12 \frac{w^3}{H^3} (1-\alpha)^3} \left(1 + \frac{0,679}{\alpha(w/H)} \right) \quad (19)$$

empleando una superposición de tipo exponencial de las funciones F_1 y F_2 :

$$e^F = e^{F_1} + e^{F_2} \quad (20)$$

entonces podemos expresar F como

$$F = \ln(\exp(F_1) + \exp(F_2)) \quad (21)$$

de donde Y se obtiene como la función inversa de F , según

$$Y = \frac{F \cdot \alpha}{(1-\alpha)^{3/2}} \quad (22)$$

y teniendo en cuenta las ecuaciones (16), (17) y (21) se obtiene la expresión final del factor de forma, Y, para una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de igual espesor que el espesor de la probeta, se puede expresar de la siguiente forma:

$$Y = \frac{\alpha}{(1-\alpha)^{3/2}} \left\{ \text{Ln} \left[e^{\left(\frac{2,702}{\alpha} + 1,628 \right)} + e^{\left(\sqrt{12 \frac{w^3}{H^3} (1-\alpha)^3} \left(1 + \frac{0,679}{\alpha(w/H)} \right) \right)} \right] \right\} \quad (23)$$

6.2.1.3. Cálculo del parámetro de forma, Y^* , asociado a una probeta prismática corta con entalla tipo chevron en la que se propaga una grieta con frente trapezoidal

A partir de los resultados encontrados en la sección anterior, se puede obtener, fácilmente, el valor del parámetro de forma, Y^* , asociado a una probeta prismática corta con entalla tipo chevron en la que se propaga una grieta con frente trapezoidal, en función de la longitud de grieta. Así pues, si se sustituye la ecuación (23) en la ecuación (15) se obtiene la siguiente expresión:

$$Y^* = \frac{\alpha}{(1-\alpha)^{3/2}} \left\{ \text{Ln} \left[e^{\left(\frac{2,702}{\alpha} + 1,628 \right)} + e^{\left(\sqrt{12 \frac{w^3}{H^3} (1-\alpha)^3} \left(1 + \frac{0,679}{\alpha(w/H)} \right) \right)} \right] \right\} \left[\frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \right]^{1/2} \quad (24)$$

en donde, como ya se ha indicado anteriormente, H es la altura de la probeta dividida por 2, w es la anchura de la probeta y α representa el cociente entre la longitud de grieta, a, y la anchura de la probeta, w, de modo que α_0 es el valor de este cociente para la longitud inicial de la grieta, sin propagar, y α_1 para la longitud de grieta a_1 . En el presente trabajo $a_1 = w$ y, por tanto, $\alpha_1 = 1$. Por otro lado, para el caso de la geometría empleada en el presente trabajo el cociente $w/H = 3$.

En la Figura 6.7 se representa el factor de forma adimensional, Y^* , en función de α , para $w/H = 3$ y $\alpha_0 = 0,332$. El valor mínimo de la curva se obtiene para un valor de α correspondiente a la longitud crítica de grieta.

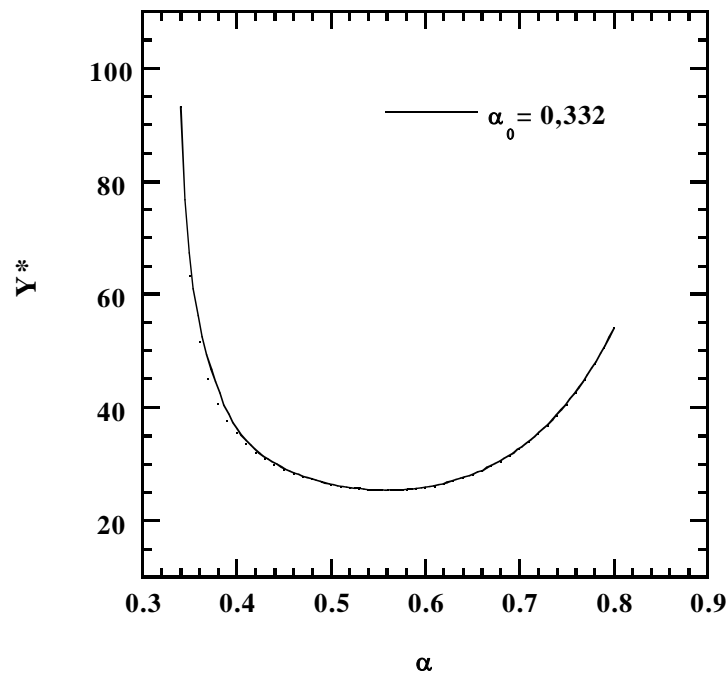


Figura 6.7. Variación del factor de forma o coeficiente del factor de intensidad de tensiones, Y^ , en función de α para el caso de la geometría empleada en el presente trabajo.*

En la Figura 6.8 se representa la variación del factor de forma, Y^* , en función del parámetro α , para diferentes geometrías de probetas. Se observa que el valor mínimo de Y^* aumenta y las curvas tienen un mínimo más pronunciado a medida que aumenta el valor del parámetro α_0 .

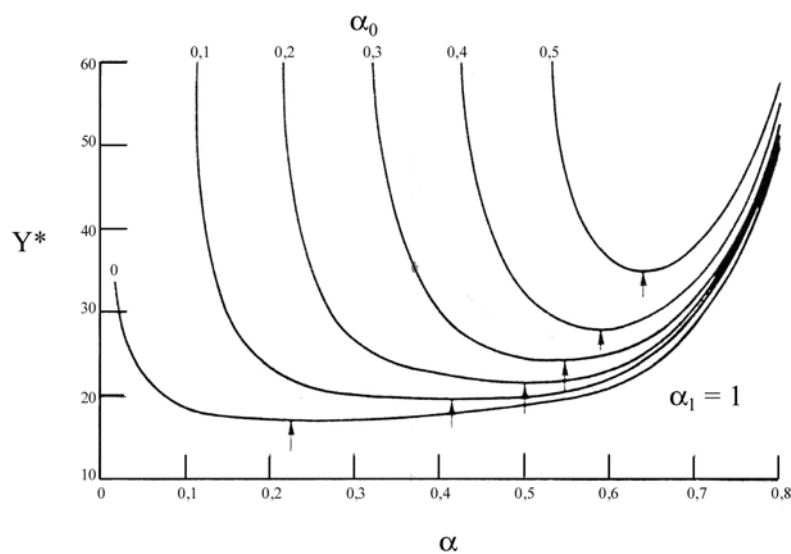


Figura 6.8. Variación del factor de forma, Y^ , con el parámetro α para diferentes tipos de geometrías.*

Munz y col.^{17,21} calcularon experimentalmente los valores del factor de forma en probetas prismáticas cortas con entalla tipo chevron y diferentes geometrías, y los compararon con los resultados obtenidos a partir de la expresión (24) (Figura 6.9). Para ello midieron experimentalmente la variación de la flexibilidad. La geometría de las probetas empleadas varió desde $w/B = 1,50$ y $\alpha_0 = 0,2$ hasta $w/B = 2,0$ y $\alpha_0 = 0,5$, respectivamente, siendo $\alpha_1 = 1$. A partir de los datos experimentales de la flexibilidad, obtuvieron la expresión de ajuste de dichos datos y la diferenciaron, con respecto a α , para obtener la expresión de $dc/d\alpha$. Esta expresión se sustituyó en la ecuación (12) y se obtuvo la expresión experimental de Y^* en función de la longitud de grieta. La comparación entre los valores de Y^* calculados experimentalmente y los calculados a partir de la ecuación (24) muestran que, para longitudes de grieta pequeñas, los primeros son inferiores a los segundos, mientras que para longitudes de grieta mayores que la longitud de grieta crítica, ambos valores de Y^* convergen. Esta diferencia entre los valores calculados de manera experimental y los valores calculados a partir de la ecuación (24) tienen que ver con la hipótesis por la cual la variación de la flexibilidad con la longitud de grieta, en el caso de una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal, se aproxima a la variación de la flexibilidad con la longitud de grieta de una probeta prismática corta en la que se propaga una grieta de frente recto.

En la Figura 6.9 se observa que el mayor grado de acuerdo entre ambos valores se encuentra para la longitud crítica de grieta, en donde la diferencia entre ambos valores oscila entre un 0,5 y un 3,5%. El mayor porcentaje de variación se obtuvo para la geometría de probeta con $\alpha_0 = 0,5$, mientras que en las probetas con α_0 , comprendido entre 0,2 y 0,35, la diferencia entre los valores experimental y analítico de Y^* es menor del 1%. Debemos tener en cuenta que, para la geometría de las probetas seleccionadas en el presente estudio, el valor α_0 es de 0,33.

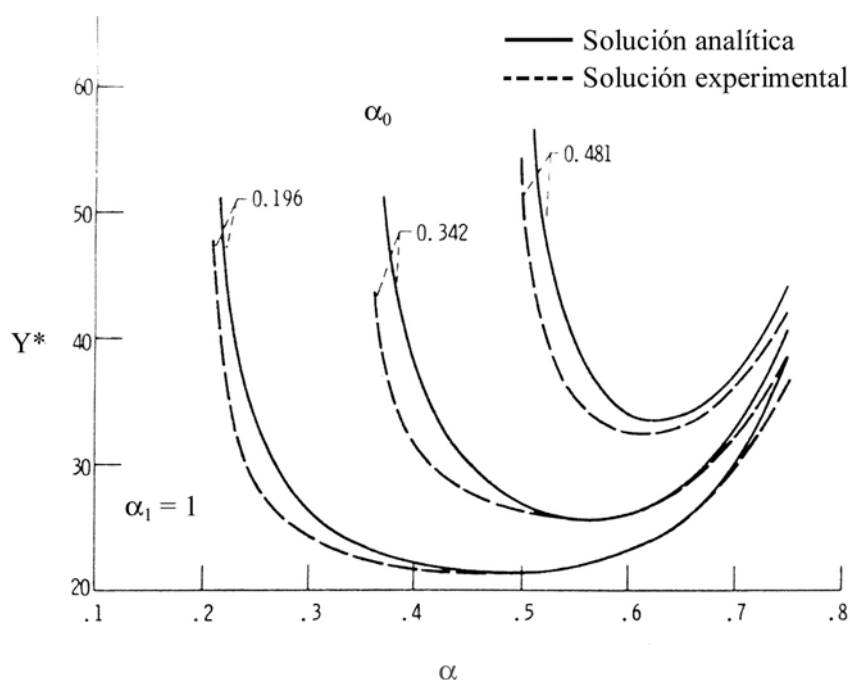


Figura 6.9. Comparación entre los valores experimentales y analíticos de Y^* en probetas con entalla chevron de geometría $W/B = 1,5$, $\alpha_1 = 1$, y $\alpha_0 = 0,196$; $0,342$ y $0,481$ ^{17,21}.

6.2.1.4. Derivación del factor de intensidad de tensiones, K_I , a partir del análisis elasto-plástico

Hasta aquí se ha supuesto que la grieta se comporte dentro de lo esperable por la teoría elástico-lineal de la mecánica de la fractura. En esta sección se analiza el caso en el que se observa un cierto grado de deformación plástica en el extremo de la grieta, durante la propagación de la misma. Así pues, supongamos que se realiza un ensayo sobre una probeta prismática corta con entalla de tipo chevron, mediante control del desplazamiento. Se aplica una carga, F , que origina una grieta en el extremo de la entalla y que crece, progresivamente, con el aumento de la carga. Supongamos, nuevamente, que el ensayo comienza en el origen O (Figura 6.10), y que la probeta se carga hasta un punto A , en donde la grieta tiene una longitud igual a a_0 y en donde se cumplen las condiciones de estabilidad en el extremo de la grieta. A continuación, se descarga la probeta en este punto. Se supone que durante el tramo de descarga no se produce crecimiento de grieta ni tampoco se observa deformación plástica

apreciable. Sin embargo, al contrario que en el caso elástico-lineal, supongamos que el proceso de descarga no da lugar a una línea recta que pasa por el origen de coordenadas, sino que lo corta al eje OX en un punto, C, un poco alejado del origen. El desplazamiento que se observa en el eje OX se debe a la deformación plástica finita, que ocurre alrededor del extremo de la grieta durante el proceso inicial de carga (tramo OA).

Supongamos, como en el caso elástico-lineal, que en lugar de descargar la probeta en A se hace crecer la grieta la distancia Δa hasta la longitud a_1 , equivalente al punto B de la curva carga desplazamiento. Nuevamente, la descarga de la probeta en este punto, bajo las mismas condiciones anteriores, da lugar a una línea recta que corta al eje OX en el punto D, debido a la deformación plástica adicional durante el proceso de carga correspondiente al tramo AB de la curva (Figura 6.10).

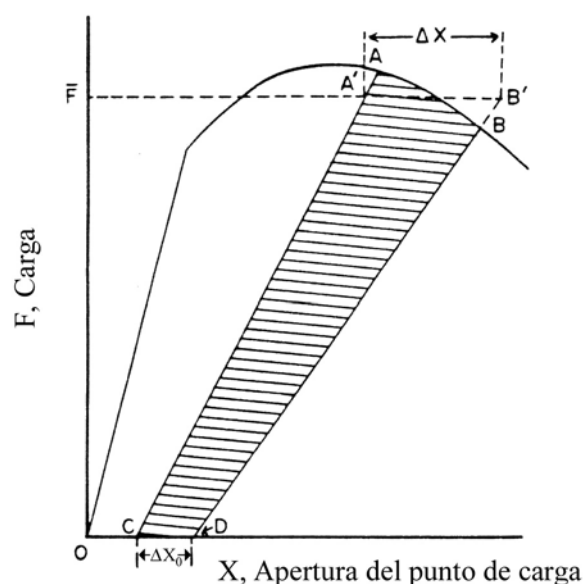


Figura 6.10. Variación de la carga con el desplazamiento en el caso del comportamiento elástico plástico del crecimiento de la grieta.

La energía que se requiere para hacer crecer la grieta la distancia Δa , desde A hasta B, se puede calcular a partir del trabajo irreversiblemente empleado en hacer crecer la grieta desde A hasta B, y que es igual al área sombreada, CABD, de la Figura 6.10. Se supone que, en primera aproximación, todo el trabajo se emplea únicamente en la propagación de la grieta, de manera que su contribución en la variación de la energía elástica de la probeta es despreciable¹⁵. Se supone también, que el tamaño de la zona plástica es relativamente pequeño comparado con el tamaño de la probeta, de manera que el material, que rodea el

núcleo de la zona plástica del extremo de la grieta, se encuentra en estado de deformación elástica.

Así pues, la energía por unidad de área, barrida por el extremo de una grieta cuasiestática que se propaga en estado estacionario, bajo condiciones de deformación plana, viene dada por la misma constante del material, G_{Ic} , que en el caso elástico.

El área CABD se corresponde aproximadamente con el área del trapecio CA'B'D de la Figura 6.10, la cual viene dada por:

$$\Delta W = \frac{1}{2}(1+p)\bar{F}\Delta x \quad (25)$$

donde, p se define como la razón entre las dos bases del trapecio CA'B'D, Δx_0 y Δx :

$$p = \frac{\Delta x_0}{\Delta x} \quad (26)$$

El valor del parámetro p se puede interpretar como una medida del grado de plasticidad de la probeta entre dos puntos cualesquiera de la curva carga desplazamiento, entre los cuales se está produciendo un crecimiento de la grieta. Un valor de $p = 0$, esto es $\Delta x_0 = 0$ y $\Delta x \neq 0$, significaría que no se ha producido deformación plástica adicional durante el crecimiento de grieta entre dichos puntos. Mientras que un valor de $p = 1$, $\Delta x_0 = \Delta x$, implicaría que no se ha producido un crecimiento de la grieta, y que, por tanto, Δx se debe completamente a la deformación plástica de la probeta.

La variación de la flexibilidad de la probeta entre las dos líneas de descarga (líneas AC y BD) es igual a

$$\Delta c = (1-p)\frac{\Delta x}{\bar{F}} \quad (27)$$

usando la ecuación (27) para eliminar Δx en la ecuación (25), queda

$$\Delta W = \frac{1}{2} \frac{(1+p)}{(1-p)} \bar{F}^2 \Delta c \quad (28)$$

y eliminando ΔW por medio de la ecuación (4), tomando el límite cuando Δc y Δa tienden a cero, e introduciendo la anchura de la probeta, w , se obtiene:

$$G_{Ic} = \left(\frac{1+p}{1-p} \right) \frac{F^2}{2bw} \left(\frac{dc}{d\alpha} \right) \quad (29)$$

La ecuación (29) es una generalización de la ecuación (9), calculada a partir de la teoría elástico-lineal. La diferencia principal entre ambas ecuaciones viene dada por el término $(1+p)/(1-p)$. Así, para el caso en el que la plasticidad en el extremo de la grieta se anula ($p=0$), la ecuación (29), obtenida bajo la hipótesis elástico-plástica, se convierte en la ecuación (9), obtenida bajo la hipótesis de la teoría elástico-lineal.

Al igual que se hizo para el caso elástico lineal, si se combinan las ecuaciones (29) y (10), se obtiene la expresión de la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , en el caso de la aproximación elástico-plástica. No obstante, podría pensarse que el uso de la ecuación (10), para determinar el valor del K_{Ic} , no es correcto, debido a que el valor de G_{Ic} ha sido calculado teniendo en cuenta el comportamiento elástico plástico de la probeta, mientras que la relación entre G_{Ic} y K_{Ic} se deduce para el caso elástico lineal. Sin embargo, si se tiene en cuenta la hipótesis empleada en el cálculo de G_{Ic} , realizado para el caso elasto-plástico, (esto es, ausencia de variación en la energía elástica acumulada en la probeta), entonces resulta válido el uso de la ecuación (10) para determinar el valor del K_{Ic} a partir del G_{Ic} , calculado mediante el análisis elasto-plástico. El K_{Ic} , así calculado, es una propiedad del material, y describe el campo de tensiones en las cercanías del extremo de una grieta, situada en una probeta que se deforma en condiciones de deformación plana, a excepción de la zona del extremo de la grieta sometida a deformación plástica.

Así pues, repitiendo los mismos pasos que para el caso elástico lineal, se obtiene:

$$K_{Ic} = \left(\frac{1+p}{1-p} \right)^{1/2} K_Q \quad (30)$$

donde K_Q es el valor del factor de intensidad de tensiones que se obtendría a partir del análisis elástico-lineal (ecuación (14)) despreciando la presencia de efectos plásticos.

6.3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

6.3.1. ACERO UAC-1,3C

6.3.1.1. Ensayos de fractura en probeta de tamaño pequeño

En la Tabla 6.I se muestra la relación de temperaturas de austenización empleadas en los tratamientos térmicos realizados en los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C, junto con la nomenclatura utilizada para denominar cada probeta y el tipo de microestructura obtenida después de cada tratamiento.

UAC-1,3C			UAC-1,5C		
Probeta	Microestructura	Temperatura de austenización, °C	Probeta	Microestructura	Temperatura de austenización, °C
1a	esferoidal	ruta B	14a	esferoidal	ruta B
1b	esferoidal	ruta B	14b	esferoidal	ruta B
6a	esferoidal	770	17a	esferoidal	770
7a	esferoidal	810	17b	esferoidal	770
7b	esferoidal	810	18a	esferoidal	810
8a	esferoidal	840	18b	esferoidal	810
8b	esferoidal	840	19a	esferoidal	850
9a	esferoidal	870	19b	esferoidal	850
9b	esferoidal	870	20a	perlítica	870
10a	perlítica	900	20b	perlítica	870
10b	perlítica	900	21a	perlítica	900
11a	perlítica	930	21b	perlítica	900
11b	perlítica	930	22a	perlítica	960
12a	perlítica	960	22b	perlítica	960
12b	perlítica	960	23a	perlítica	990
13a	perlítica	990	23b	perlítica	990
13b	perlítica	990			

Tabla 6.I. Relación del tipo de microestructura obtenida, en función de la temperatura de austenización, y nomenclatura empleada para las probetas de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C.

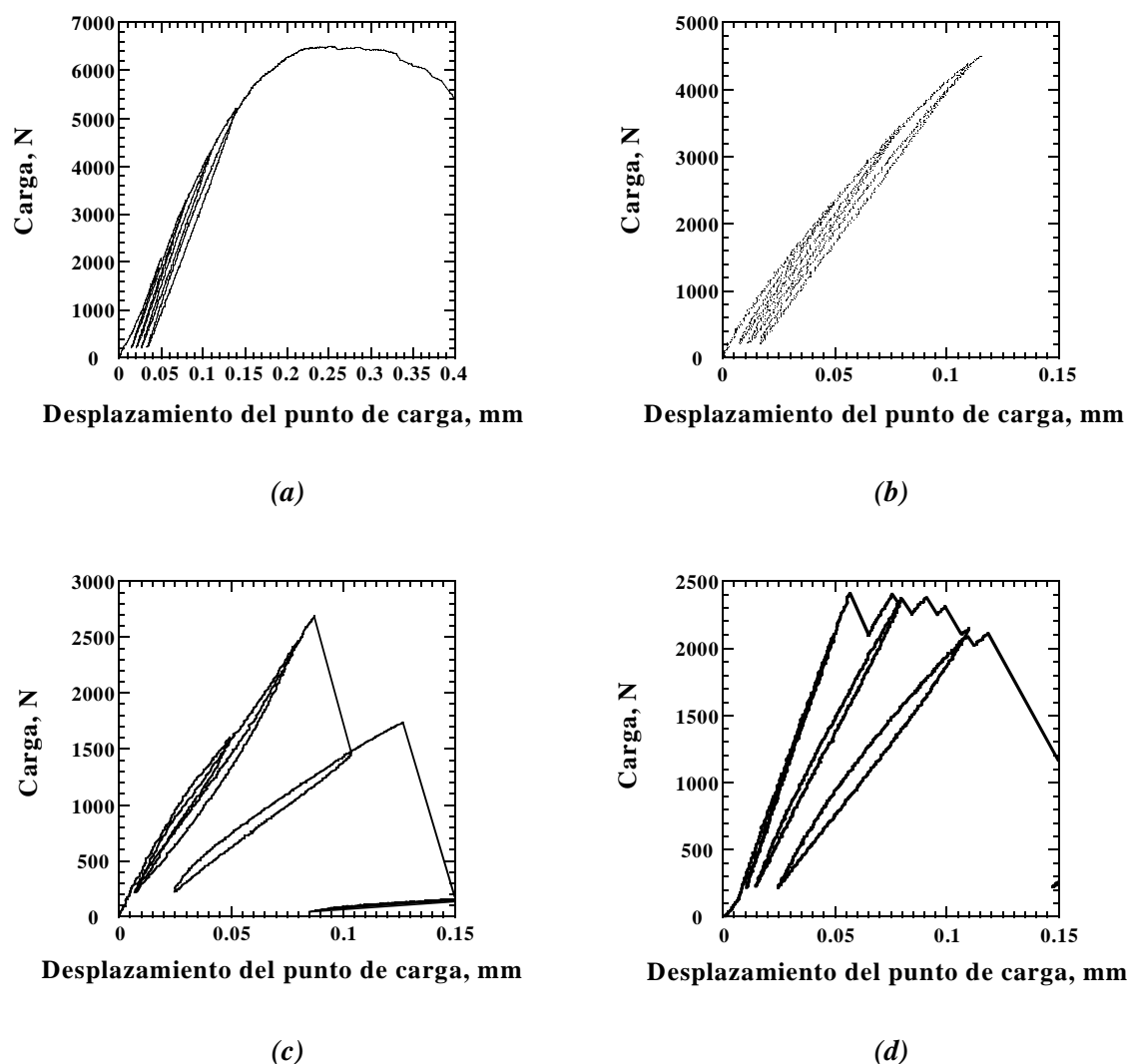


Figura 6.11. Curvas carga-desplazamiento de los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C en la probeta de tamaño pequeño procesada a través de la ruta 2B (a), y de las probetas de tamaño pequeño austenizadas a 840°C (b), 930°C (c) y 990°C (d).

En la Figura 6.11 (a) se representa la carga frente al desplazamiento del punto de carga obtenida en el ensayo realizado en la probeta 1b de tamaño pequeño del acero UAC-1,3C. En las Figuras 6.11 (b), (c) y (d) las figuras corresponden a temperaturas de austenización de 870, 930 y 990°C, respectivamente. En todas las curvas se muestran los ciclos de carga y descarga realizados para verificar la longitud crítica de grieta. En las probetas austenizadas a temperaturas inferiores o iguales a 900°C, no se alcanzó la carga máxima durante el ensayo debido a que la grieta se propagó de manera catastrófica antes de alcanzar la longitud crítica de grieta. La única excepción se dio en la probeta 1b (Figura 6.11 (a)), en la cual la grieta se propagó de manera estable a lo largo de la mayor parte de la longitud de la entalla. Por otro

lado, en las probetas de material austenizado a temperaturas superiores a 900°C, la grieta se propagó a modo de saltos a lo largo de la entalla. Este tipo de comportamiento, durante el crecimiento de la grieta, se caracteriza por períodos durante los cuales la grieta permanece prácticamente estacionaria hasta que se alcanza cierto nivel de carga, para lo cual la grieta se propaga de manera inestable hasta el siguiente punto, en donde se detiene y permanece estacionaria hasta alcanzarse, de nuevo, un valor crítico de la carga y así sucesivamente.

UAC-1,3C			
Probeta	Δx_0	Δx	$p = \Delta x_0 / \Delta x$
1a	0,0024	0,0107	0,224
1b	0,003	0,0103	0,291
6a	0,0033	0,0107	0,308
7b	0,00275	0,0084	0,327
8a	0,0013	0,0068	0,191
8b	0,0021	0,0069	0,304
9b	0,0063	0,0084	0,205
10	0,0031	0,0045	0,185

Tabla 6.II. Valor del coeficiente de plasticidad p de las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.

En la Tabla 6.II se muestra el valor del coeficiente de plasticidad, p , obtenido en los ensayos de fractura realizados en las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C austenizadas a temperaturas menores de 900°C. Debido a que la grieta no alcanzó la longitud crítica, el coeficiente de plasticidad se calculó a partir de las líneas asociadas a los dos últimos ciclos de carga y descarga realizados antes de la propagación inestable de la grieta. En las probetas 7a y 9a no se pudo calcular el valor de p , debido a que el extensómetro se deslizó durante el ensayo y, por tanto, no se pudieron obtener ciclos de carga y descarga fiables. La medida del coeficiente p en los ensayos en los que la grieta creció a modo de saltos no se pudo realizar, debido a que es imposible detectar el inicio de cada salto de grieta y, por tanto, efectuar un ciclo de carga y descarga en ese punto. Como se observa en la Tabla 6.II, los valores del coeficiente de plasticidad, p , obtenidos para las probetas en las que la grieta se propagó de manera inestable, fueron mayores que 0,2 y menores que 1. Estos valores tan elevados de p exceden el límite superior permitido por la norma⁵ y permiten calcular,

únicamente, un límite inferior o superior de la tenacidad a la fractura, en función del tipo de análisis que se lleve a cabo, elástico lineal o elástico plástico, respectivamente¹³.

En la Figura 6.12 se muestra la superficie de la zona de la entalla, correspondiente a una probeta de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C austenizado a 770°C. En ella se indica la longitud crítica de grieta, en la cual el factor de intensidad de tensiones se debe evaluar, de acuerdo con la norma. Esta longitud es de 9,642 mm. Cabe decir que en el caso elástico lineal, la longitud crítica de grieta se alcanza en el punto de carga máxima de la curva carga-desplazamiento, en donde $\frac{\partial F}{\partial x} = 0$. Mientras que en el caso elástico plástico, la longitud crítica de grieta y el valor de carga correspondiente no tienen por qué coincidir exactamente con los correspondientes al punto de pendiente nula de la curva carga-desplazamiento. Sobre la Figura 6.12 también se indica la longitud de grieta a la cual tiene lugar la rotura catastrófica de la probeta (6,492 mm). Esta longitud es considerablemente menor que la longitud crítica de grieta. La determinación de la longitud de grieta a la cual tiene lugar la fractura de la probeta se realizó mediante el análisis de la superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido. En aquellos casos en los que la grieta propagó catastróficamente, la tenacidad a la fractura se calculó a partir de la longitud de grieta a la cual se produjo la propagación inestable.

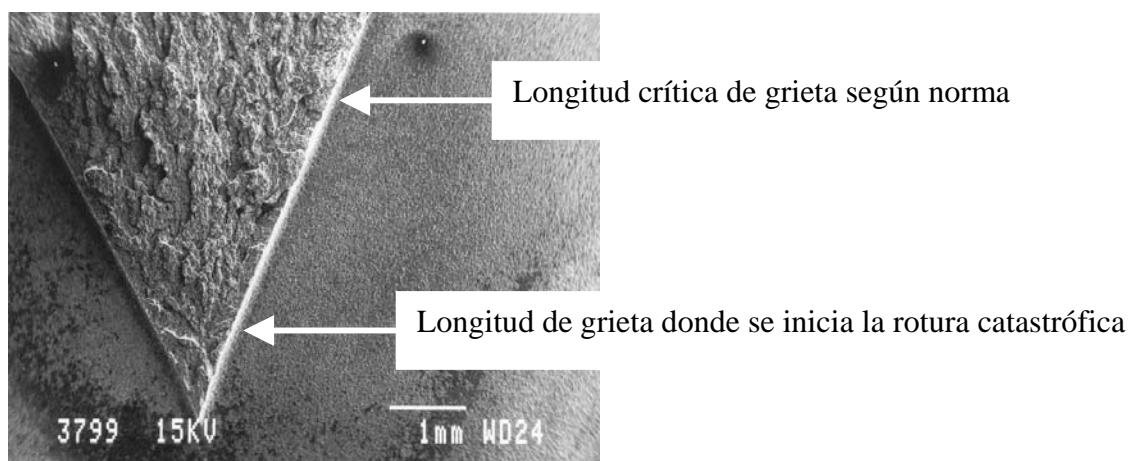


Figura 6.12. Superficie entallada de una probeta de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C austenizado a 770°C.

En la Tabla 6.III se muestran los valores de la longitud de grieta, a , a los cuales se produjo la propagación catastrófica de la grieta en las probetas de tamaño pequeño de acero

UAC-1,3C austenizadas a temperaturas menores o iguales a 900°C. Se observa que los tamaños de grieta obtenidos varían dentro de un rango de 0,4 mm. En la misma tabla, se muestran los valores de la carga máxima, F , obtenidos en las curvas carga-desplazamiento y los valores del factor de forma, Y^* , calculados en función de la longitud de grieta a la cual se produjo la propagación catastrófica. El factor de forma se calculó mediante la ecuación (24). En la Tabla 6.III se muestran también los valores de la tenacidad condicional a la fractura obtenidos en cada probeta y los valores medios de la tenacidad a la fractura obtenidos a las temperaturas de austenización menores o iguales que 900°C. Cabe decir que los valores de tenacidad condicional a la fractura se corresponden con los valores de tenacidad obtenidos mediante los ensayos realizados, pero para los cuales no se pudieron cumplir todos los criterios de validez exigidos por la norma⁵. En adelante, únicamente para aquellos ensayos en los que se cumplen los criterios de validez impuestos por la norma, se considerará que el valor de tenacidad calculado se corresponde con el valor de la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana, K_{IV} . En la Tabla 6.III se observa que para algunas temperaturas de austenización, los valores de tenacidad variaron en torno a 35 MPam^{1/2}. Por otro lado, los resultados de tenacidad obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal oscilan en torno a un valor medio de unos 130 MPam^{1/2}.

UAC-1,3C					
Probeta	a, mm	$Y^*(\alpha_0=0,332)$ Standard	F, N	K_{Qv} , MPam ^{1/2}	K_{Qv} , MPam ^{1/2}
(1a)	6,852	36,67	6200	143,6	123,3
(1b)	9,642	25,11	6500	103,1	
(6a)	6,492	43,51	5400	148,4	148,4
(7a)	6,422	45,54	5600	161,1	148,6
(7b)	6,872	36,45	5916	136,2	
(8a)	6,382	46,67	5460	161	143,8
(8b)	6,572	41,58	4825	126,7	
(9a)	6,772	37,88	4581	109,6	115,6
(9b)	6,532	42,68	4512	121,7	
(10b)	6,422	45,50	3540	101,8	101,8

Tabla 6.III. Valores de la longitud de grieta, carga máxima, coeficiente del factor de intensidad de tensiones correspondientes al punto de las curvas carga-desplazamiento donde se propaga la grieta catastróficamente y tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C austenizado a temperaturas menores o iguales que 900°C, obtenidos a partir de probetas de tamaño pequeño.

En la Tabla 6.IV se muestran los valores del cociente, r , entre la pendiente de un ciclo de carga y descarga y la pendiente inicial elástica, los valores del factor de forma, Y^* , correspondientes a cada valor de r , y la carga al inicio de cada salto y los valores condicionales de la tenacidad a la fractura, K_{QV} , obtenidos en las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C austenizado a temperaturas mayores que 900°C (microestructura perlítica). El cálculo del K_{QV} se realizó por medio de las ecuaciones (12 a 14) del capítulo de procedimiento experimental. Resumidamente, la ecuación (12) se utilizó en aquellos casos en los que la grieta creció de manera estable a lo largo de la entalla. En estos casos, el factor de forma y el valor de la carga vienen dados por el valor mínimo de la curva de la Figura 6.7, Y_m^* , y el valor de la carga correspondiente a la longitud crítica de grieta, F_c , respectivamente. En el caso de los ensayos en los que la rotura de la probeta se produjo antes de alcanzar el punto de pendiente nula de la curva carga-desplazamiento, la tenacidad a la fractura se calculó por medio de la ecuación (13). En estos casos, el valor del factor de forma, Y^* , se calculó por medio de la ecuación (24), en función del valor de la longitud de grieta medida directamente en la superficie de fractura de la probeta. El valor de la carga que se empleó fue el del máximo de la curva carga-desplazamiento. Por otro lado, en los casos en los que la grieta creció a modo de saltos, el cálculo de K_{QV} se realizó también mediante la ecuación (13). En estos casos, el valor del factor de forma, Y^* , se calculó a partir del valor del cociente, r . El valor de la carga empleado fue el correspondiente al inicio de cada salto. En aquellos casos en los que todos los saltos de grieta de un ensayo determinado se produjeron fuera del rango requerido por la norma se realizó un procedimiento adicional para seleccionar un valor de la carga dentro del rango requerido por la norma. El valor de la carga se determinó a partir de la intersección entre un ciclo de carga y descarga, realizado hipotéticamente a la longitud crítica de grieta, y la línea uniendo los puntos en los cuales se produjeron los saltos de la grieta. Los valores de la carga obtenidos mediante este procedimiento fueron menores que los valores de la carga máxima alcanzada durante el ensayo. Finalmente, en aquellos casos en los que la grieta creció de manera estable a lo largo de la mayor parte de la longitud de la entalla, pero no se pudo determinar el valor de la carga, F_c , correspondiente con la longitud crítica de grieta, se empleó la ecuación (14). Los valores de la carga y del coeficiente del factor de intensidad de tensiones empleados son los correspondientes al máximo de la curva carga desplazamiento, P_M , y a la longitud crítica de grieta, Y_m^* .

No se observa una diferencia tan significativa entre los resultados de tenacidad obtenidos a cada temperatura de austenización en las microestructuras perlíticas (Tabla 6.IV),

como la encontrada para las microestructuras esferoidales (Tabla 6.III). Por otro lado, se observa que la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica aumenta ligeramente con la temperatura de austenización. No obstante, destaca la disminución de la tenacidad en el intervalo de temperaturas desde 900 hasta 930°C.

UAC-1,3C						
Probeta	r	Y*	F, N	K _{Qv} , Mpam ^{1/2}	K _{Qv} , media	K _{Qv} , media
10b		45,50	3540	101,8	101,8	101,8
11a	0,62	25,11	2100*	33,3	33,2	33,2
11b	0,62	28,73	2085*	33,1		
12a	0,61	25,10	2216	35,1	34,5	34,5
12b	0,62	25,11	2140*	33,9		
13a	0,71	25,51	2378	38,3	37,7	38,4
	0,62	25,11	2378	37,7		
	0,54	25,30	2317	37,0		
13b	0,57	25,19	2551	40,6	39	
	0,48	25,87	2292	37,5		
* Carga media obtenida a partir de la intersección de la línea de carga y descarga asociada a un ciclo hipotético con r = 0,62 y la línea que une los puntos de carga máxima en cada salto						

Tabla 6.IV. Valores de la tenacidad a la fractura, K_{Qv} , parámetro r , carga en el inicio del salto de grieta y factor de forma, Y^* , obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de probetas de tamaño pequeño.

En la Figura 6.13 se representa la tenacidad a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C, obtenido a partir de probetas de tamaño pequeño, en función de la temperatura de austenización. Si se tiene en cuenta la tenacidad de partida correspondiente al material procesado mediante la ruta 2b (probetas 1a y 1b), se observa que la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal oscila entre 100 y 150 MPam^{1/2} con la temperatura de austenización. Por otro lado, la tenacidad de las probetas con microestructura perlítica decae desde unos 100 MPam^{1/2} hasta aproximadamente 30 MPam^{1/2} con el aumento de la temperatura desde 900 hasta 930°C, para a continuación aumentar ligeramente con la

temperatura de austenización. No obstante, se pueden agrupar los resultados obtenidos en dos grupos bien diferenciados. En un primer grupo, se encontrarían las probetas austenizadas a temperaturas menores o iguales que 900°C (en las cuales la grieta propagó de manera inestable), para las cuales se obtuvieron valores superiores a 100 MPam^{1/2}. Estos valores son bastante mayores que los valores de K_{IC} obtenidos por Avery en aceros UAC de similar composición y microestructura²² (inferiores a 60 MPam^{1/2}). En un segundo grupo, se encontrarían las probetas austenizadas a temperaturas mayores de 900°C (en las cuales la grieta propagó de manera estable, a modo de saltos), para las cuales se obtuvieron valores en torno a 35 MPam^{1/2}.

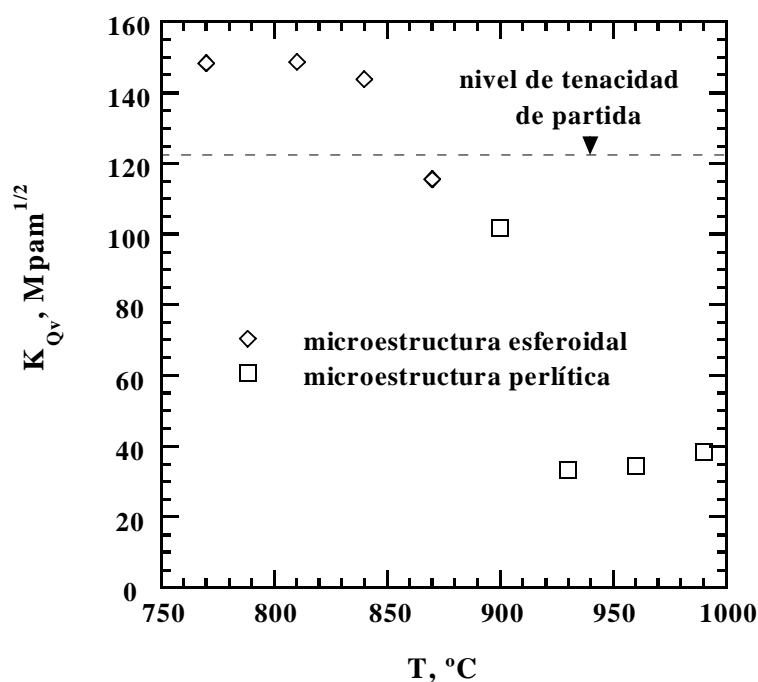


Figura 6.13. Tenacidad a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C, obtenida a partir de probetas de tamaño pequeño, en función de la temperatura de austenización.

En la Tabla 6.V se indica el comportamiento del crecimiento de grieta en los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C, a partir de probetas de tamaño pequeño. Se indica también si la grieta propagó a lo largo del plano de la entalla definido por las ranuras o, al contrario, se desvió hacia la zona superior o inferior al plano de la entalla⁵. En la Tabla 6.V se muestran también los valores del espesor mínimo de probeta, requerido por la norma, para validar los resultados de tenacidad obtenidos en cada ensayo. Como ya se indicó en la introducción, este tamaño mínimo asegura que el ensayo se está realizando bajo los supuestos de la teoría

elástico lineal y que, por tanto, el tamaño de la zona plástica, que se forma en el extremo de la grieta, es despreciable en comparación con el tamaño de la probeta. Por otro lado, este tamaño mínimo asegura que el ensayo se realiza en condiciones de deformación plana. Así pues, se muestra también el tamaño de la zona plástica, a lo largo del frente de grieta, que se encuentra en condiciones de tensión plana. Los valores del módulo elástico y tenacidad a la fractura, K_{Qv} , empleados en el cálculo de los dos parámetros anteriores, se muestran también en la Tabla 6.V.

UAC-1,3C						
Probeta	Crecimiento de la grieta	Desviación del plano de propagación	Límite elástico, MPa	K_{Qv} , MPam ^{1/2}	$1,25(K_{Qv}/\sigma_{ys})^2$, mm	$1/2\pi(K_{Qv}/\sigma_{ys})^2$, mm
1a	U	no*	784,3	143,6	41,92	5,34
1b	S	no	784,3	103,1**	41,48	5,28
6a	U	no*	719,3	148,4	53,23	6,78
7a	U	no	768,8	161,1	54,90	6,99
7b	U	no	768,8	136,2	39,25	5,00
8a	U	no	815	161,0	48,77	6,21
8b	U	no	815	126,7	30,23	3,85
9a	U	no	885	109,6	19,18	2,44
9b	U	no*	885	121,7	23,62	3,01
10b	U	no	966,3	101,8	13,86	1,76
11a	J	no	1096,3	33,3	1,15	0,15
11b	J	no	1096,3	33,1	1,14	0,15
12a	J	no	1117,5	35,1	1,23	0,16
12b	J	no	1117,5	33,9	1,15	0,15
13a	J	no*	1146,7	37,7	1,35	0,17
13b	J	no*	1146,7	39,9	1,51	0,19
U = inestable * = ligera S = estable ** = carga medida en la longitud crítica de grieta J = modo de saltos						

Tabla 6.V. Comportamiento del crecimiento de grieta, desviación del plano de propagación de la grieta, tamaño de la zona plástica del extremo de la grieta y valores condicionales de tenacidad del acero UAC-1,3C, obtenidos a partir de los ensayos realizados en probetas de tamaño pequeño.

Los resultados de la Tabla 6.V indican que la grieta se propagó mayormente a lo largo del plano de la entalla. Por otro lado, se observa que para el caso del acero UAC-1,3C austenizado a temperaturas menores que 900°C, el tamaño mínimo de probeta, requerido para obtener un resultado válido de tenacidad a la fractura, es mayor que el tamaño de probeta empleado en el presente trabajo. En el caso del acero UAC-1,3C austenizado a temperaturas mayores que 900°C, el tamaño de probeta seleccionado satisface el requerimiento de la norma. El cálculo del espesor mínimo se ha realizado por medio de la ecuación (3) y el tamaño de la región a lo largo del extremo de la entalla que se encuentra en condiciones de deformación no plana se ha calculado mediante la siguiente ecuación:

$$B \geq \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Qv}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (31)$$

donde B es el espesor de la probeta, K_{Qv} es el valor condicional de la tenacidad a la fractura y σ_{ys} es el límite elástico del material calculado al 0,2% de deformación y en la dirección en la que se aplica la carga en el ensayo de fractura.

Los valores del límite elástico de los aceros UAC estudiados en el presente trabajo se obtuvieron mediante ensayos de compresión. En las Tabla 6.VI y Tabla 6.VII se muestran los valores del límite elástico obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal y perlítica, respectivamente. Se observa que el límite elástico aumentó con la temperatura de austenización.

UAC-1,3C		
T, °C	Probeta	Límite elástico, MPa
ruta B	1	784,3
770	6	719,3
810	7	768,8
840	8	815
870	9	885

Tabla 6.VI. Valores del límite elástico del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal..

UAC-1,3C		
T, °C	Probeta	Límite elástico, MPa
900	10	966,3
930	11	1096,3
960	12	1117,5
990	13	1146,7

Tabla 6.VII. Valores del límite elástico del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.

6.3.1.2. Ensayos de fractura en tamaño de probeta grande

Para el caso de las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C se mantendrá la misma nomenclatura que la empleada para las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C (Tabla 6.I).

En las Figuras 6.14 (a) y (b) se muestran las gráficas de las curvas carga-desplazamiento del punto de carga obtenidas en los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C austenizado a 810° y 960°C, respectivamente. En ambas curvas se muestran los ciclos de carga y descarga realizados para verificar la longitud crítica de grieta. La Figura 6.14 (a) muestra que la grieta se propagó de manera catastrófica, a lo largo de la entalla. La Figura 6.14 (b) muestra un comportamiento del crecimiento de la grieta a modo de saltos. Como se ha comentado anteriormente, en aquellos casos en los que se produjo durante el ensayo un crecimiento inestable de la grieta, el factor de intensidad de tensiones, K_{Qv} , se determinó mediante la ecuación (13) del capítulo de procedimiento experimental. Al igual que en los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal en probetas de tamaño pequeño, se observó un crecimiento inestable de la grieta en la mayoría de los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal. Por otro lado, en aquellos casos en los que la grieta creció de manera estable hasta alcanzar la longitud crítica de grieta, el valor de la tenacidad condicional se calculó por medio de la ecuación (12) del capítulo de procedimiento experimental. Finalmente, en los casos en los que la grieta se propagó a modo

de saltos a lo largo de la entalla, el valor del K_{Qv} se calculó mediante la ecuación (13) del capítulo de procedimiento experimental. En estos casos, a diferencia de los ensayos realizados en probetas de tamaño pequeño, la grieta se detuvo a lo largo de la región comprendida entre los valores del cociente de pendientes, r , de 0,49 y 0,74, de manera que se pudo registrar el valor de la carga para cada salto comprendido dentro de dicha región.

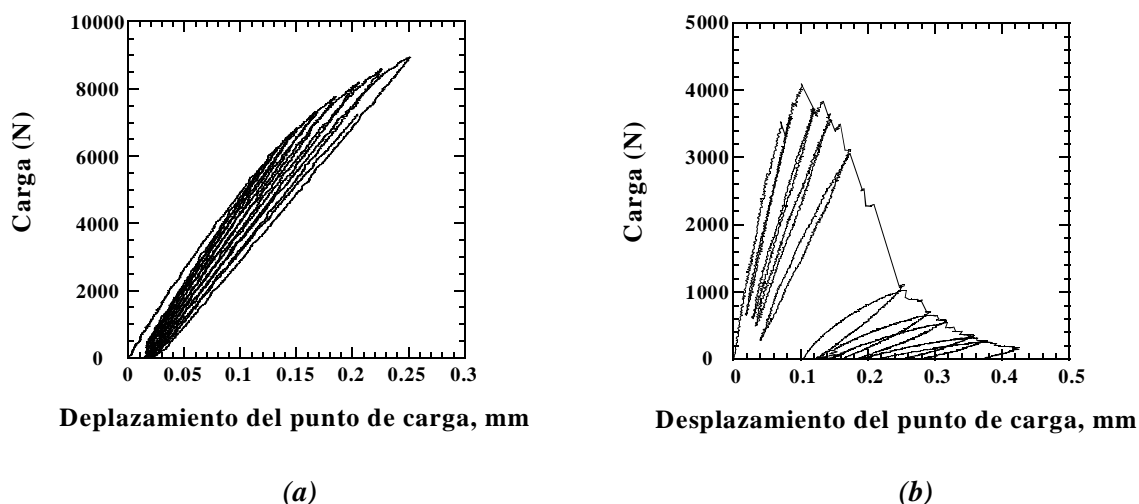


Figura 6.14. Curvas carga-desplazamiento de los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C austenizado a 810°C (a) y a 960°C (b).

En la Tabla 6.VIII se muestran los valores de la longitud de grieta, a los cuales se produjo la propagación catastrófica de la grieta en las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C, austenizado a temperaturas menores que 900°C (microestructura esferoidal). En la misma tabla, se muestran los valores de la carga máxima obtenidos en las curvas carga-desplazamiento del punto de carga y los valores del factor de forma, calculados en función de la longitud de grieta a la cual se produjo la propagación catastrófica. El factor de forma se calculó mediante la ecuación (24). En la Tabla 6.VIII se muestran también los valores de la tenacidad a la fractura obtenidos en cada probeta y los valores medios de la tenacidad a la fractura obtenidos a las temperaturas de austenización menores que 900°C. Se observa una variación apreciable en los valores de tenacidad obtenidos para una misma temperatura de austenización, aunque menor que la encontrada en la Tabla 6.III. Por otro lado, se observa que la tenacidad a la fractura en las probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal oscila en torno a un valor medio de $92 \text{ MPam}^{1/2}$.

UAC-1,3C					
Probeta	a, mm	Y* ($\alpha_0=0,332$)	F,N	K _{Qv} , MPam ^{1/2}	K _{Qv} , MPam ^{1/2}
1b	12,36	27,53	11633	110,13	110,13
6a	12,47	27,31	8305	78,00	79,25
6b	12,3	27,63	8472	80,50	
7a	12,5	27,25	9903	92,80	86,21
7b	*	25,11	9222	79,63	
8a	11,22	30,87	9389	99,67	94,86
8b	*	25,11	10428	90,04	
9a	10,71	33,45	7947	91,41	91,25
9b	10,67	33,76	7846	91,09	
* la grieta propagó de manera estable hasta la longitud crítica					

Tabla 6.VIII. Valores de la longitud de grieta a la cual se produce la propagación catastrófica de la grieta, carga máxima, coeficiente del factor de intensidad de tensiones correspondiente a cada longitud de grieta anterior y tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, obtenido a partir de probetas de tamaño grande.

En la Tabla 6.IX se muestran los valores del cociente, r , entre la pendiente de un ciclo de carga y descarga y la pendiente inicial elástica correspondientes a los saltos de grieta. Se muestra también el valor del factor de forma, Y^* , y el valor de la carga, F , correspondientes a cada valor de r , y los valores condicionales de la tenacidad a la fractura, K_{Qv} , obtenidos a partir de probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. El cálculo de K_{Qv} se realizó por medio de la ecuación (13) indicada en el capítulo de procedimiento experimental. En aquellos casos en los que no se produjeron saltos de la grieta dentro del intervalo requerido por la norma, la tenacidad condicional a la fractura se representó como el valor medio de los valores de tenacidad calculados, a partir de los saltos de grieta que se produjeron durante el ensayo. Dichos casos se indican con un asterisco. Con dos asteriscos se indica el valor de tenacidad calculado en el acero UAC-1,3C austenizado a 930°C para el ensayo realizado en la probeta 11a, en la cual la grieta se propagó esporádicamente durante la mayor parte de la longitud de la entalla. En este caso, la tenacidad se calculó a partir del valor máximo de la carga que se alcanzó durante el ensayo antes de la propagación esporádica de la grieta, esto es, en el primer salto de la grieta.

UAC-1,3C						
Probeta	r	Y*	F, N	K _{Qv} , MPam ^{1/2}	K _{Qv} , MPam ^{1/2}	K _{Qv} , MPam ^{1/2}
10a*	0,2965	32,13	3100	34,2	34,2	46,9
	0,9638	34,91	4965	59,6	59,6	
11a**	0,941	33,04	3765	42,8	42,8	37,5
11b*	0,9742	35,89	3557	43,9	34,4	
	0,4458	26,43	2744	24,9		
11c*	0,9742	35,89	3611	44,6	35,2	
	0,4832	25,85	2900	25,8		
12a	0,62	25,11	3589	31,0	31,0	32,7
12b	0,69	25,4	4098	35,8	34,5	
	0,56	25,22	3818,9	33,1		
13a	0,49	25,73	3226	28,5	28,5	29,8
13b	0,65	25,18	3669	31,8	31,2	
	0,55	25,23	3529	30,6		
* media de los valores de tenacidad obtenidos en cada salto de grieta durante el ensayo						
**tenacidad calculada en el primer salto de grieta						

Tabla 6.IX. Valores de la tenacidad a la fractura, K_{Qv} , parámetro r, carga, F, y factor de forma, Y*, correspondientes a cada valor de r, obtenidos a partir de los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de probetas de tamaño grande.

Se observa que la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica obtenida en probetas de tamaño grande disminuye con el aumento de la temperatura de austenización. Esta variación de la tenacidad es totalmente diferente a la encontrada a partir de los ensayos realizados en las probetas de tamaño pequeño (ver Tabla 6.IV), en las cuales la tenacidad disminuye bruscamente para a continuación aumentar ligeramente con la temperatura de austenización. Así pues, se observa una tendencia más significativa en la variación de la tenacidad obtenida a partir de las probetas de tamaño grande que a partir de las probetas de tamaño pequeño. Por otro lado, en la Tabla 6.IX se observa que para todas las temperaturas de austenización la grieta no se propagó de manera catastrófica, sino que lo hizo a modo de saltos deteniéndose a lo largo de la entalla en diferentes puntos. Sin embargo, en las probetas de tamaño pequeño, la grieta propagó únicamente a modo de saltos para temperaturas de austenización mayores que 930°C, mientras que a la temperatura de austenización de 900°C la grieta propagó de manera catastrófica (compárese Tablas 6.III y 6.IV).

En la Figura 6.15 se representa la tenacidad a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C, medida a partir de las probetas de tamaño grande, en función de la temperatura de austenización. En general, la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal varía en el intervalo desde 80 hasta 95 MPam^{1/2}. Se observa un pequeño aumento de K_{Qv} al aumentar la temperatura hasta 840°C y una pequeña disminución al aumentar la temperatura hasta 870°C. Este resultado pone de manifiesto que la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal no varía apenas con la temperatura de austenización. Por otro lado, los valores de tenacidad de este acero con microestructura esferoidal, obtenidos a partir de las probetas de tamaño grande son menores que los obtenidos a partir de las probetas de tamaño pequeño (Tabla 6.III). En el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica se observa que la tenacidad, calculada a partir de los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande, disminuye al aumentar la temperatura de austenización. Por otro lado, los valores de tenacidad obtenidos mediante los ensayos realizados en las probetas de tamaño pequeño, no presentaron una variación importante con la temperatura de austenización (Tabla 6.IV y Figura 6.13).

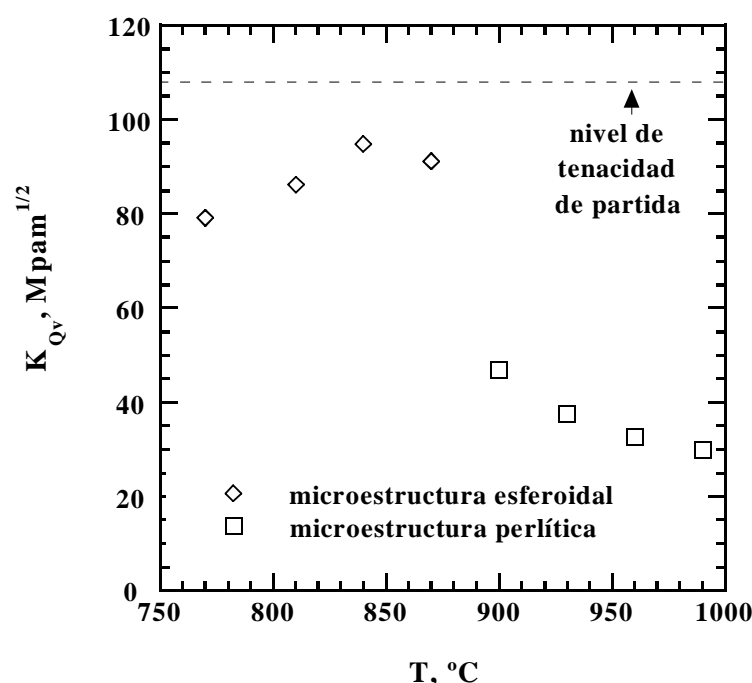


Figura 6.15. Tenacidad a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C, obtenido a partir de probetas de tamaño grande, en función de la temperatura de austenización.

En general, los resultados de tenacidad, K_{QV} , del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, obtenidos a partir de las probetas de tamaño pequeño y a partir de las probetas de tamaño grande son bastante mayores que los valores de K_{IC} , obtenidos por Avery para un acero UAC con una composición similar y microestructura esferoidal²³. Los valores obtenidos por Avery oscilan entorno a los 60 MPam^{1/2}.

En la Tabla 6.X se indica el comportamiento del crecimiento de grieta en los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C, a partir de las probetas de tamaño grande. En la Tabla 6.X se muestran también los valores del espesor mínimo de probeta, requerido por la norma, para validar los resultados de tenacidad obtenidos en cada ensayo. Se observa que el tamaño mínimo requerido por la norma, en el caso de las probetas de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, es mayor que el tamaño de las probetas empleado en el presente trabajo. Por otro lado, el tamaño de probeta en el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica es menor que el tamaño de probeta empleado. Como ya se indicó en la introducción, este tamaño mínimo asegura que el ensayo se está realizando bajo los supuestos de la teoría elástico lineal y que, por tanto, el tamaño de la zona plástica, que se forma en el extremo de la grieta, es despreciable en comparación con el tamaño de la probeta. Al mismo tiempo, dicho tamaño mínimo de probeta asegura que el estado tensional es un estado de deformación plana. En la Tabla 6.X se muestra también el tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta. Los valores del módulo elástico se muestran en las Tablas 6.VI y 6.VII.

Se observa que los valores de la zona plástica obtenidos en las probetas de tamaño grande son menores que la mitad de los obtenidos en las probetas de tamaño pequeño (Tabla 6.V). Esta disminución indica que los valores de tenacidad obtenidos en las probetas de tamaño grande se acercan más a los valores de tenacidad reales del material que los obtenidos en las probetas de tamaño pequeño. Cabe indicar también que el tamaño mínimo de probeta requerido por la norma y calculado a partir de los resultados obtenidos en las probetas de tamaño grande es bastante menor que el calculado a partir de los resultados obtenidos en las probetas de tamaño pequeño. Esto se debe a que al disminuir el tamaño de la zona plástica del extremo de la grieta, disminuye el tamaño de la probeta necesario para conseguir que el estado tensional sea un estado de deformación plana.

UAC-1,3C					
Probetas	Crecimiento de la grieta	K_{QV} , MPam ^{1/2}	$1,25(K_{QV}/\sigma_{ys})^2$, mm	$1/2\pi(K_{QV}/\sigma_{ys})^2$, mm	Límite elástico, MPa
1a	U	110,1	24,6	3,1	784,3
6	U	78,0	14,7	1,9	719,3
6	U	80,5	15,7	2,0	719,3
7	U	92,8	18,2	2,3	768,8
7	S	79,6	13,4	1,7	768,8
8	U	99,7	18,7	2,4	815
8	S	90,0	15,3	1,9	815
9	U	91,4	13,3	1,7	885
9	U	91,1	13,2	1,7	885
10	J	34,2	1,6	0,2	966,3
10	J	59,6	4,8	0,6	966,3
11	J	42,8	1,9	0,2	1096,3
11	J	34,4	1,2	0,2	1096,3
11	J	35,2	1,3	0,2	1096,3
12	J	31,0	1,0	0,1	1117,5
12	J	34,5	1,2	0,2	1117,5
13	J	28,5	0,8	0,1	1146,7
13	J	31,2	0,9	0,1	1146,7
U = la grieta propagó catastróficamente a lo largo de la entalla					
S = la grieta creció de manera estable hasta alcanzar la longitud crítica					
J = la grieta creció a modo de saltos					

Tabla 6.X. Comportamiento del crecimiento de la grieta, tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta y tenacidad obtenida en probetas de tamaño grande de acero UAC-1,3C.

6.3.1.3. Análisis fractográfico

6.3.1.3.1. Microestructuras de tipo esferoidal

Las Figuras 6.16 (a), (b), (c) y (d) muestran la superficie de fractura en la zona del extremo de la entalla, de las probetas de acero UAC-1,3C austenizadas a las temperaturas de 770, 810, 840 y 870°C, respectivamente. La superficie de fractura está formada por depresiones y microhuecos característicos de la fractura de tipo dúctil. En el interior de los

microhuecos se encontraron carburos cuyo tamaño es del orden de 2 a 3 veces menor que el tamaño de los microhuecos, lo que indica que el proceso de fractura dúctil se produce por la secuencia de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos a partir de los carburos.

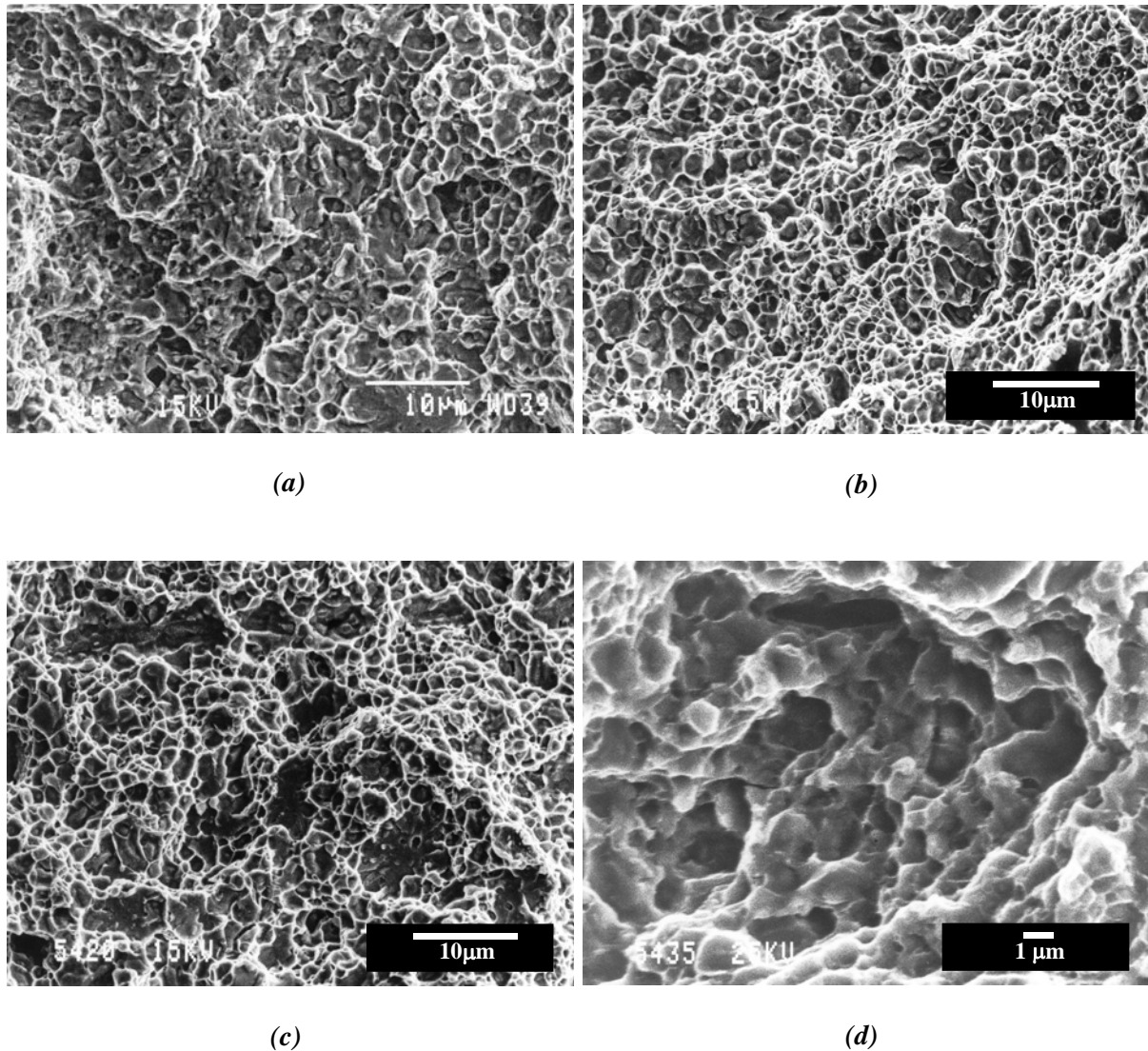


Figura 6.16. Superficie de fractura en la zona del extremo de la entalla de las probetas de acero UAC-1,3C austenizadas a 770°C (a), 810°C (b), 840°C (c) y 870°C (d).

En las Figuras 6.17 (a) y (b) se muestra la superficie de fractura de las probetas de acero UAC-1,3C austenizadas a 770 y 870°C, respectivamente, en la zona de la entalla donde se produce la propagación inestable de la grieta. La superficie de fractura está formada por dos regiones diferenciadas. En la región inferior, se observan los huecos característicos de la

fractura de tipo dúctil mientras que, en la región superior, se observan las superficies de clivaje características de la fractura de tipo frágil.

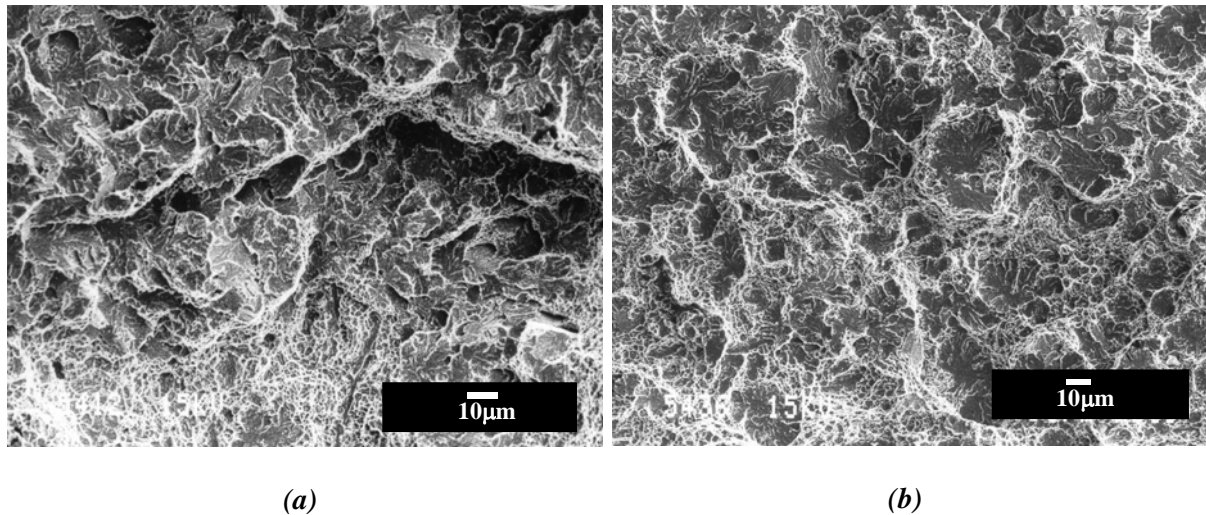


Figura 6.17. Zona de la superficie de fractura en donde se produce la propagación catastrófica de la grieta en las probetas de acero UAC-1,3C austenizadas a 770°C (a) y 870°C (b).

En las Figuras 6.18 (a) y (b), 6.19 (a) y (b) y 6.20 (a) a (c) se muestran los sitios de iniciación de la fractura por clivaje en el acero UAC-1,3C austenizado a 810°, 840° y 870°C, respectivamente. Estos sitios se han localizado en las regiones en donde se produce la propagación inestable de la grieta. En las Figuras 6.18 (a) y (b) se muestra la zona de la superficie de fractura en donde se originó la rotura por clivaje en la probeta de acero austenizado a 810°C. En la Figura 6.18 (a) se indica el lugar donde, probablemente, se inició la fractura. En la zona inferior y en la zona lateral derecha de la Figura 6.18 (a) se observan los microhuecos característicos de la zona dúctil previa a la zona de clivaje. En la Figura 6.18 (b) se muestra un detalle de la zona indicada por la flecha en la Figura 6.18 (a). Se observa que las marcas y ríos característicos de la fractura por clivaje apuntan hacia una partícula de cementita, en donde, probablemente, se originó la propagación inestable de la grieta.

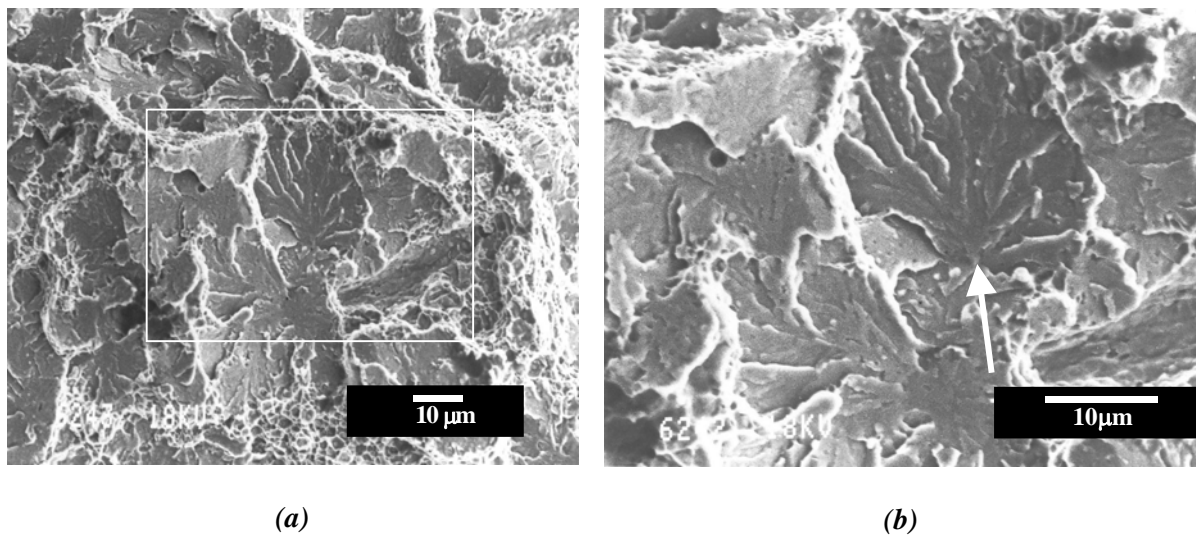


Figura 6.18. Origen de la fractura frágil por clivaje en una probeta de acero UAC-1,3C austenizada a 810°C (a). Detalle de la zona enmarcada en (a) (b). La flecha indica el sitio de nucleación de la fractura, formado por un carburo esferoidal.

En las Figuras 6.19 (a) y (b) se muestra una de las zonas en donde se inició la fractura frágil por clivaje en el acero UAC-1,3C austenizado a 840°C. En la Figura 6.19 (a) se muestran los microhuecos característicos de la fractura de tipo dúctil situados junto a dos granos de ferrita (zona más oscura del centro de la figura). Se observa que las marcas características de la fractura por clivaje se dirigen hacia las fronteras de los dos granos de ferrita (indicados mediante círculos). En la Figura 6.19 (b) se muestra un detalle de la Figura 6.19 (a) y se indica con una flecha el sitio de iniciación de la fractura frágil, el cual está constituido por las fronteras de grano, situadas entre ambos granos de ferrita. Los huecos y carburos que se observan en la Figura 6.19 (b) se forman por desgarramiento dúctil de la matriz de ferrita a partir de los carburos esferoidales situados en el interior y en las fronteras de los granos de ferrita.

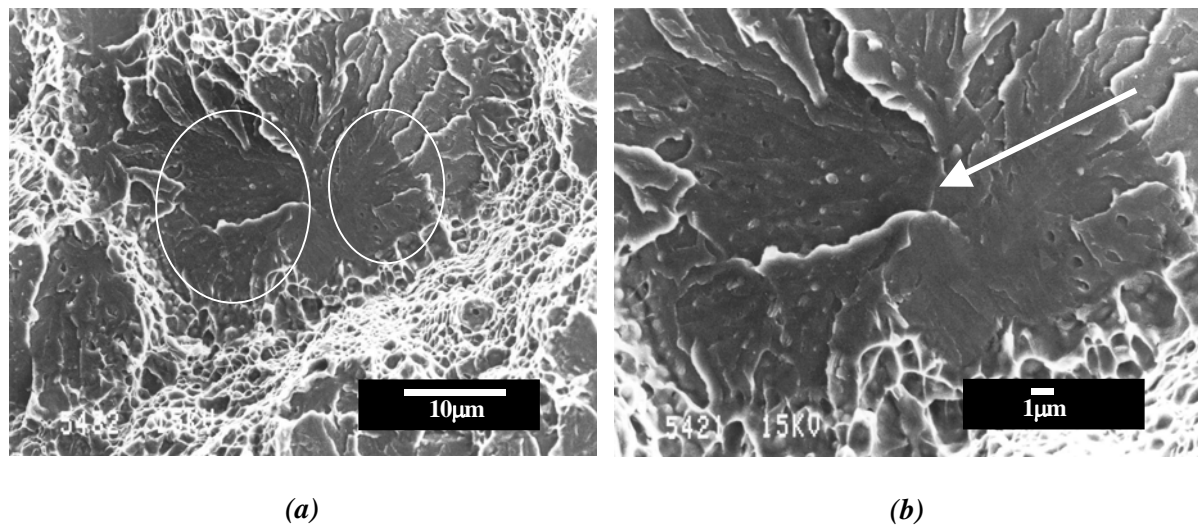
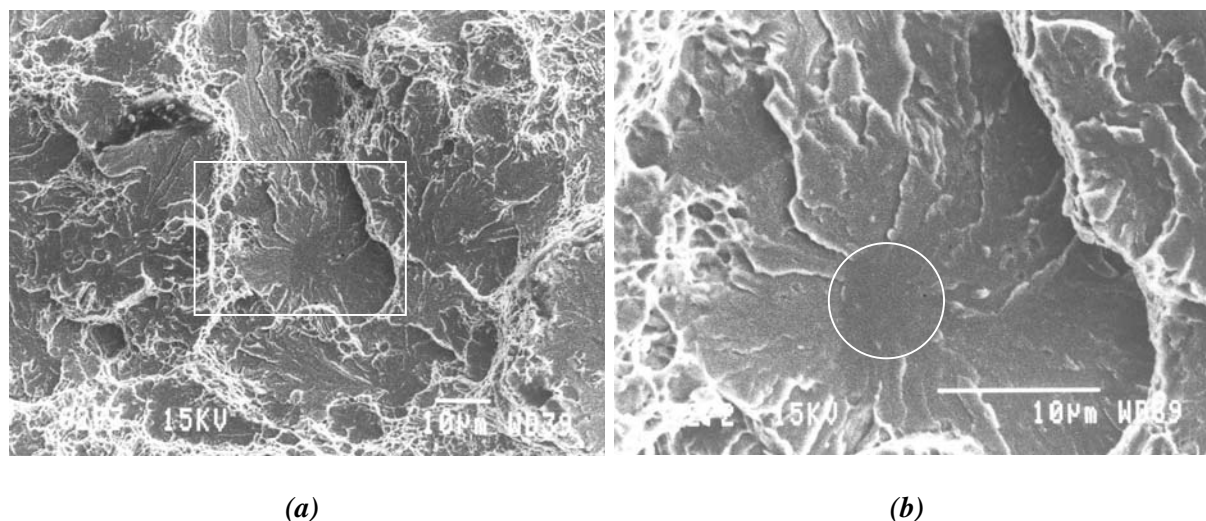
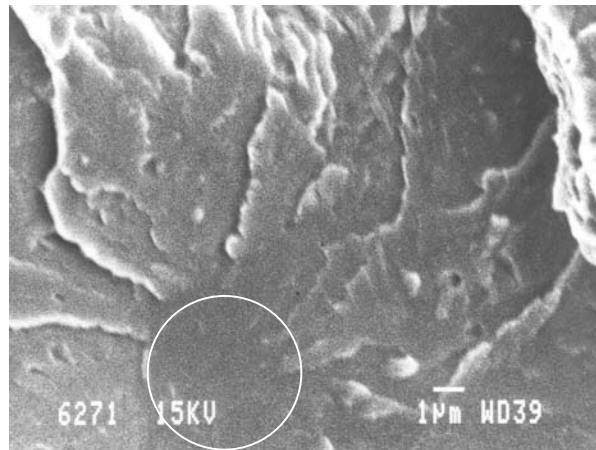


Figura 6.19. Sitio de iniciación de la fractura frágil en una probeta de acero AUC-1,3C austenizado a 840°C (a). Los círculos delimitan las fronteras de dos granos adyacentes. (b) Detalle de (a). La flecha indica que el origen de la fractura se produce en la frontera entre dos granos de ferrita.

En las Figuras 6.20 (a) a (c) se muestran tres micrografías, realizadas a diferentes aumentos, que muestran la zona en donde se originó la fractura por clivaje en la probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 870°C. En la zona inferior de la Figura 6.20 (a) se observan los microhuecos característicos de la fractura de tipo dúctil y se enmarca la zona en donde se produjo la fractura por clivaje. En las Figuras 6.20 (b) y (c) se observan las marcas y ríos característicos de la fractura por clivaje, apuntando hacia las fronteras de un grano de ferrita con un tamaño de unas 6 μm. La Figura 6.20 (c) muestra que las marcas de clivaje se originan en la frontera del grano de ferrita, indicada mediante un círculo.





(c)

Figura 6.20. Origen de la fractura frágil por clivaje en una probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 870°C (a). (b) y (c) Detalle de la zona enmarcada en (a). El círculo indica el sitio de iniciación de la fractura por clivaje, formado por una frontera de grano de ferrita.

En resumen, los sitios de nucleación de la fractura por clivaje en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal están constituidos por: 1) los carburos esferoidales y 2) las fronteras de los granos de ferrita. Hay que indicar que en algunos de los casos en los que la fractura frágil se originó en los carburos esferoidales, no se pudo localizar, mediante las observaciones realizadas con el microscopio electrónico de barrido, el carburo nucleante de la fractura por clivaje. En estos casos, el carburo situado en el sitio de iniciación de la fractura frágil se desprendió, probablemente, durante el proceso de propagación de la grieta. Por otro lado, los resultados de los sitios de nucleación de la fractura por clivaje, encontrados en el presente trabajo, son similares y consistentes con los encontrados por otros autores en aceros al carbono^{24,25,26}.

6.3.1.3.2. Microestructuras de tipo perlítico

En las Figuras 6.21 (a) y (b) se muestran dos regiones diferentes de la superficie de fractura en la zona del extremo de la entalla, del acero UAC-1,3C austenizado a 930°C. La superficie de fractura de la Figura 6.21 (a) consiste de una región de cuasiclivaje, en la cual se observan zonas de deformación dúctil (enmarcadas por cuadrados) con

formación de microhuecos. La superficie de fractura de la Figura 6.21 (b) consiste en huecos formados por el desgarramiento dúctil de la ferrita en la perlita. El proceso de iniciación de la fractura dúctil en la perlita ha sido estudiado de manera extensiva^{27,28,29}. En general, dicho proceso se inicia con la fractura de las láminas/lajas de cementita, debido a la concentración de tensiones asociadas al apilamiento de dislocaciones en la intercara ferrita/cementita, a lo largo del plano de mayor tensión de cizalla. Este plano coincide con el plano que forma un ángulo de 45° con el eje en el que se aplica la tensión. Debido al aumento de la concentración de tensiones en la intercara cementita/ferrita la lámina de cementita se rompe, creándose un camino en la ferrita que favorece la deformación y da lugar a la ruptura de las láminas de cementita contiguas.

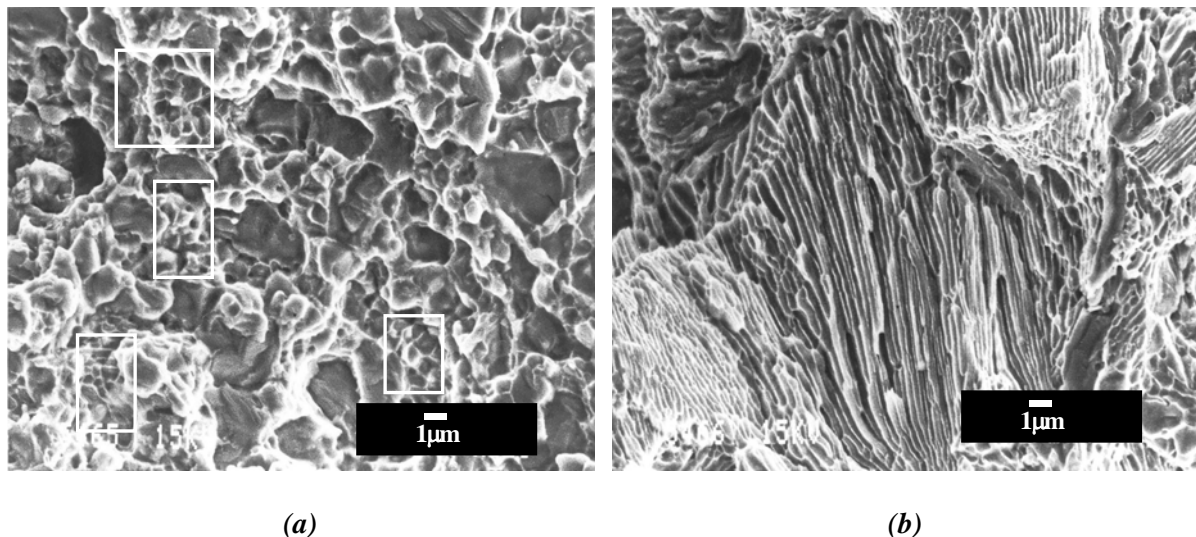


Figura 6.21. Regiones de la superficie de fractura de la zona del extremo de la entalla de la probeta de acero UAC-1,3C austenizada a 930°C: (a) región formada por cuasiclivaje y zonas de fractura dúctil formadas por microhuecos y (b) región formada por perlita deformada de manera dúctil.

Los estudios realizados sobre la deformación de la perlita indican que las láminas de cementita pueden romper de dos formas diferentes en función del espesor de las mismas. Generalmente, para espesores del orden de 0,1 μm y mayores, las láminas de cementita rompen de manera frágil y la ferrita se deforma dando lugar a microhuecos³⁰. En el caso de espesores inferiores a 0,01 μm, las láminas de cementita se deforman de manera dúctil^{30,31}. En el caso de las microestructuras perlíticas, obtenidas en el acero UAC-1,3C, los espesores de las láminas de cementita son mayores que 0,1 μm. Esto es consistente con el hecho de que el

proceso de deformación de la perlita se produce por la ruptura frágil de la cementita y el consiguiente desgarro dúctil de la ferrita. Se observa que, durante el proceso de fractura dúctil, el crecimiento de los huecos a partir de las láminas de cementita es más significativo que el iniciado a partir de los carburos esferoidales (Figuras 6.21 (a) y (b)).

En la Figura 6.22 se muestra la superficie de fractura en la zona del extremo de la entalla de la probeta de acero UAC-1,3C austenizada a 990°C. Se observa que la fractura se ha originado, exclusivamente, por la deformación de la perlita. Así pues, no se observan huecos y microhuecos característicos de la fractura dúctil iniciada a partir de carburos esferoidales. La ausencia de microhuecos asociados a los carburos esferoidales es consistente con la microestructura, obtenida en el acero UAC-1,3C austenizado a 990°C, la cual consiste en colonias de perlita rodeadas de carburos proeutectoides situados en las fronteras de grano de la austenita previa.

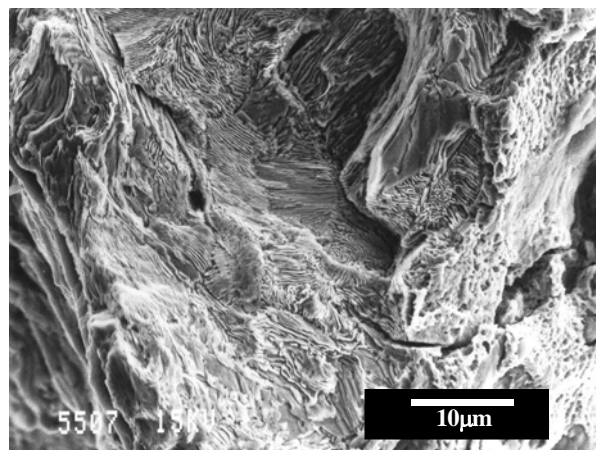
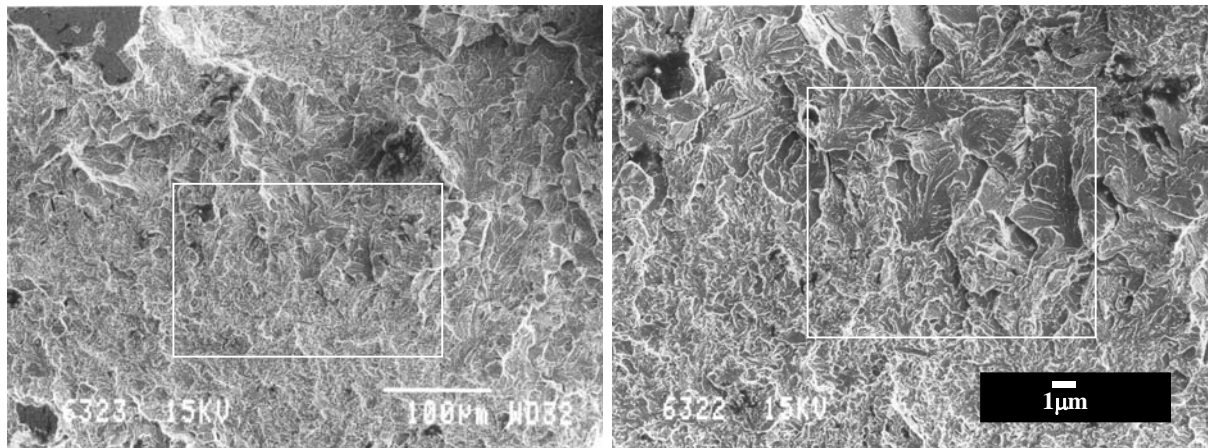


Figura 6.22. Superficie de fractura en la zona de la entalla de la probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 990°C.

Como ya se ha indicado anteriormente, la propagación de las grietas en las probetas de acero UAC-1,3C con microestructura de tipo perlítico se realiza a modo de saltos. Por ello, el análisis de los sitios en los que se origina la fractura por clivaje y, con ello, la propagación inestable de la grieta, se debe realizar en aquellas zonas donde se produce la transición entre la fractura dúctil y la fractura por clivaje.

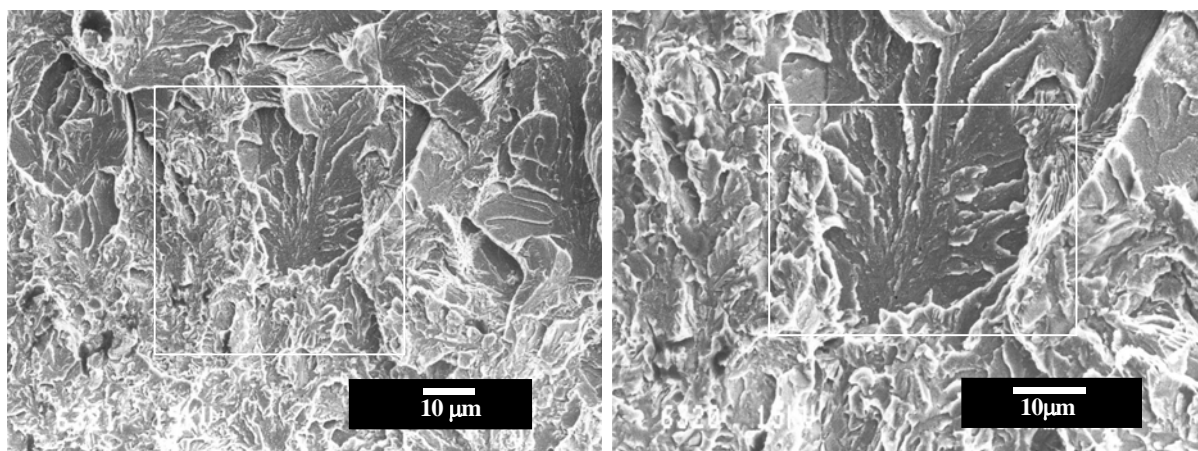
En las Figuras 6.23 (a) a (e) se muestra una serie de micrografías, realizadas a diversos aumentos (desde 200 hasta 4000), en una de las zonas de la superficie de fractura de la probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 930°C, en donde se produce la transición dúctil-frágil. En dichas figuras, se identifica, mediante cuadros, la región que se analiza a mayores

aumentos en la micrografía siguiente y en donde se origina la fractura por clivaje. En la Figura 6.23 (e) se indica, por medio de una flecha, el sitio en donde, probablemente, se ha iniciado la fractura frágil. En el origen de la fractura, se encuentra el microhueco dejado por un carburo esferoidal de pequeño tamaño en el que se ha nucleado la grieta que se propaga hasta el siguiente punto de detención. Aunque a través de la observación de la zona de origen de la fractura por clivaje, mediante el microscopio electrónico de barrido, no resulta evidente cuál es la característica microestructural causante de la fractura frágil. No obstante, es aceptable asumir que, al igual que en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, la fractura por clivaje se origina en los carburos esferoidales procedentes de la cementita proeutectoide todavía no disuelta a la temperatura de austenización de 930°C.



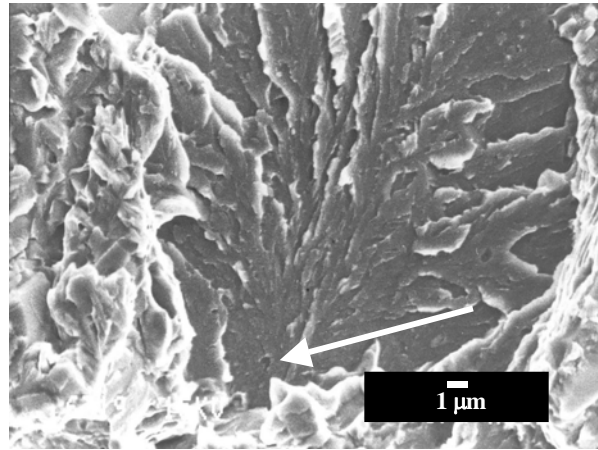
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

Figura 6.23. Superficie de fractura en la región en donde se produce un salto de la grieta en una probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 930°C (a). (b) Detalle de la zona enmarcada en (a). (c) Detalle de la zona enmarcada en (b). (d) Detalle de la zona enmarcada en (c). (e) Detalle de la zona enmarcada en (d). Se indica mediante una flecha el origen de la fractura por clivaje, obsérvese el microhueco dejado por un carburo esferoideal.

En las Figuras 6.24 (a) y (b) se muestra una zona de la superficie de fractura de la probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 990°C. En la Figura 6.24 (a) se observa que la superficie de fractura consiste en zonas formadas por clivaje y zonas en la que se observa el relieve dejado por la perlita, pero sin el aparente aspecto de la fractura transcristalina. En la Figura 6.24 (b) se muestra un detalle de la superficie de fractura correspondiente a la zona encuadrada de la Figura 6.24 (a). Se observa que en el origen de una faceta de clivaje se encuentra el hueco (indicado por una flecha) correspondiente a un carburo proeutectoide situado en frontera de grano. En la región izquierda de la Figura 6.24 (b) se observan los ríos y marcas, característicos de la fractura por clivaje, los cuales se dirigen hacia el sitio dejado por el carburo situado en la frontera de grano. Este tipo de comportamiento, en cuanto a la iniciación de la fractura por clivaje, es consistente con las observaciones encontradas por otros autores en aceros de bajo contenido en carbono, en los cuales las fronteras de grano constituyen sitios preferenciales en los que se nuclean grietas^{32,33,34}.

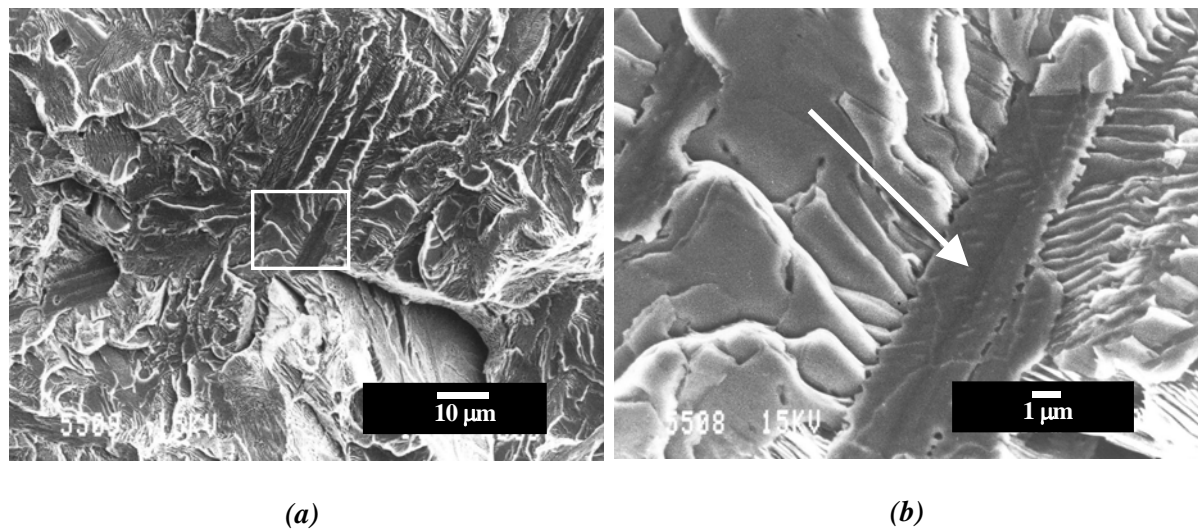


Figura 6.24. Superficie de fractura de la probeta de acero UAC-1,3C austenizado a 990°C (a). (b) Detalle de la zona enmarcada en (a). Se observa el hueco, indicado por una flecha, dejado por un carburo proeutectoide precipitado en una frontera de grano.

6.3.2. ACERO UAC-1,5C

6.3.2.1. Análisis de los ensayos de fractura realizados en probetas de tamaño pequeño

Dado que, a diferencia con el acero UAC-1,3C, los resultados de tenacidad del acero UAC-1,5C se obtuvieron, únicamente, a partir de los ensayos realizados en probetas de tamaño pequeño, en lo siguiente, cada vez que se hable de los resultados “de los ensayos realizados en las probetas de acero UAC-1,5C” se sobreentenderá que se corresponden con este tipo de probetas.

En las Figuras 6.25 (a), (b), (c) y (d) se representa la carga frente al desplazamiento del punto de carga de los ensayos realizados en las probetas de acero UAC-1,5C, austenizado a 770, 850, 900 y 990°C, respectivamente. A diferencia de los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C, se observa que, en todos los casos, se alcanzó la zona de pendiente nula debido a que la grieta no creció catastróficamente. Tanto en las probetas de acero UAC-1,5C sin austenizar como en las probetas austenizadas a 990°C, el crecimiento de la grieta se produjo de manera suave, sin saltos en la carga (Figura 6.25 (d)). En las probetas de acero UAC-1,5C,

austenizadas a temperaturas en el rango desde 770°C hasta 960°C, la grieta creció a modo de saltos (Figuras 6.25 (a) a (c)).

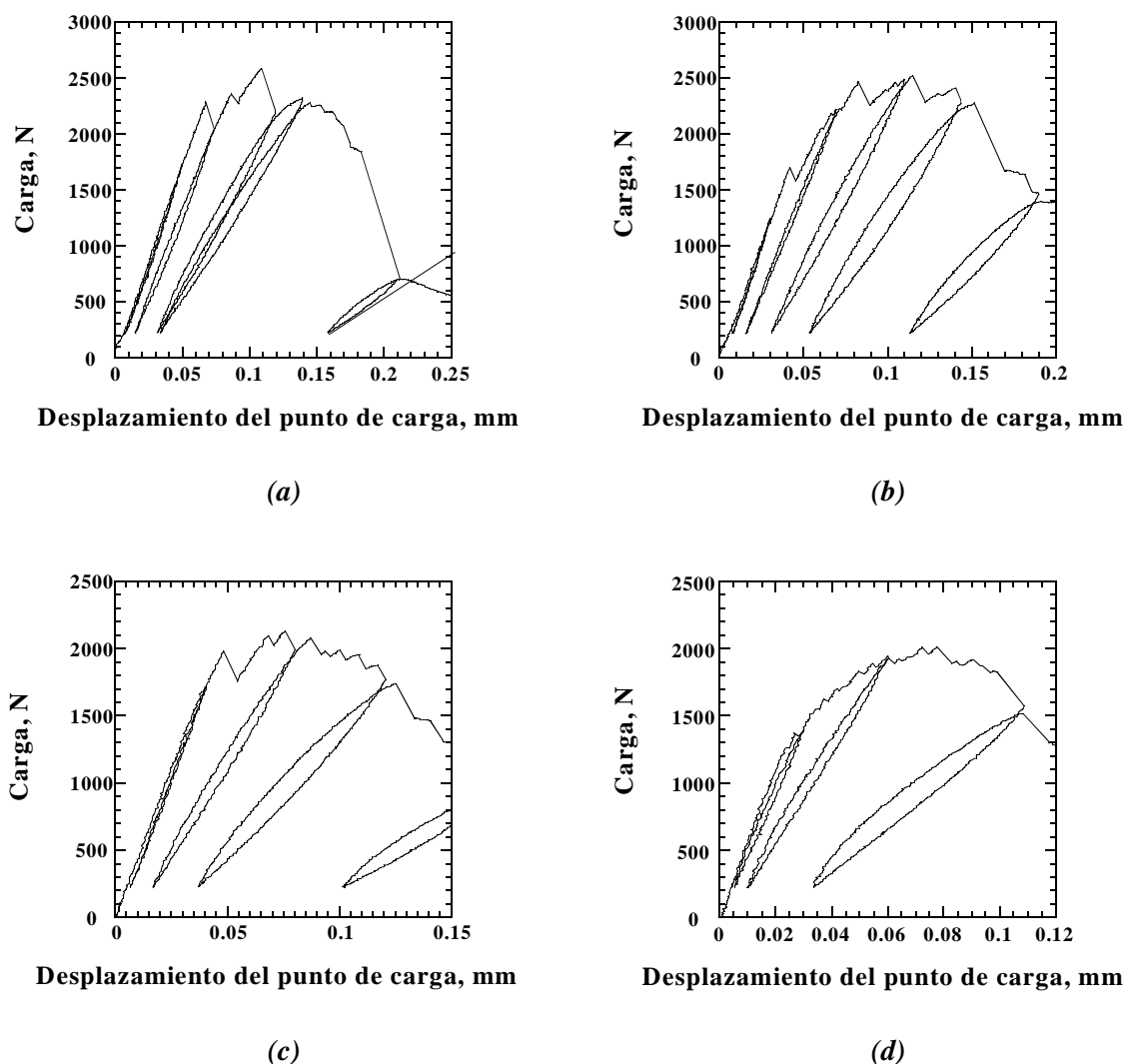


Figura 6.25. Gráficas de la carga frente al desplazamiento del punto de carga de los ensayos realizados en las probetas de acero UAC-1,5C austenizado a 770°C (a), 850°C (b), 900°C (c) y 990°C (d).

En la Tabla 6.XI se muestra el cociente entre las pendientes de los ciclos de carga y descarga y la pendiente de la parte inicial elástica de los ensayos realizados en el acero UAC-1,5C. Se observa que el valor del cociente entre ambas pendientes aumenta a medida que aumenta el desplazamiento al cual se realiza el ciclo de carga y descarga. Dicho aumento indica que la grieta, que se origina en el extremo de la entalla, crece a medida que aumenta la carga y da lugar al aumento del desplazamiento del punto de carga¹⁵. A diferencia de los

ensayos realizados en el acero UAC-1,3C, no se pudo determinar el valor del parámetro de plasticidad, p , debido a que en el acero UAC-1,5C la grieta se propagó a modo de saltos. En el caso en el que la grieta crece a modo de saltos, el valor del parámetro p depende fuertemente del tamaño de la zona plástica del extremo de la grieta, en el punto en el que la grieta se detiene tras el salto. En general, dicho tamaño difiere del tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta, en el punto en el que se produce el salto. Teniendo en cuenta esto, el valor del parámetro p se debería calcular a partir del cociente entre la pendiente de un ciclo de carga descarga, realizado en el instante anterior al salto de la grieta y la pendiente de un ciclo de carga y descarga, realizado en el instante en el que la grieta se detiene. Sin embargo, debido a que no se puede prever en qué punto se va a producir un nuevo crecimiento esporádico de la grieta y, por tanto, un nuevo salto, no se puede calcular el valor del parámetro p , como ocurre en el caso un crecimiento suave de la grieta⁵.

UAC-1,5C							
Probeta	1ª pendiente, x_1	2ª pendiente, x_2	3ª pendiente, x_3	pendiente de la línea elástica	1ª pend / pend elast	2ª pend / pend elast	3ª pend / pend elast
14a	45698	36913	27244	48463	0,94	0,76	0,56
14b	28571	23832	16903	68399	0,42	0,35	0,25
17a	26864	17207	8005	35559	0,76	0,48	0,23
17b	24764	18430	12308	44784	0,55	0,41	0,27
18a		28274	9716	42615		0,66	0,23
18b	23345	19155	14308	46415	0,50	0,41	0,31
19a		26439	19004	36746		0,72	0,52
19b	25492	18145	15108	42353	0,60	0,43	0,36
20a	22332	14310		49702	0,45	0,29	
20b	19453	10313		45902	0,42	0,22	
21a	128291	15415		43994	2,92	0,35	
21b	27009	20901		50463	0,54	0,41	
22a	27667	13838		47440	0,58	0,29	
22b	33763			49036	0,69		
23a	32248	16240		58691	0,55	0,28	
23b	28703			44779	0,64		
$x_1 < x_2 < x_3$ (en mm)							

Tabla 6.XI. Valores del cociente entre las pendientes asociadas a cada salto de grieta y la pendiente inicial elástica en las probetas de acero UAC-1,5C.

En la Tabla 6.XII se muestran los valores condicionales de la tenacidad a la fractura, K_{QV} , obtenidos en las probetas de acero UAC-1,5C. Se indica también el valor del coeficiente del factor de intensidad de tensiones o factor de forma, Y^* , calculado a partir de los valores de la longitud de grieta en los cuales tiene lugar el crecimiento esporádico de la misma. Se muestra también los valores de la carga al inicio de cada salto y los valores del parámetro r (cociente entre la pendiente de un ciclo de carga y descarga y la pendiente inicial elástica). Hemos de tener en cuenta que, solamente, se consideraron aquellos saltos que dieron lugar a un descenso en el valor de la carga superior al 5% y, para los cuales el valor del parámetro r está comprendido dentro del intervalo desde 0,49 hasta 0,74⁵. En el caso de los ensayos realizados en el acero UAC-1,5C, en los que la grieta creció de manera estable y suave a lo largo de la entalla, el valor condicional de la tenacidad a la fractura se calculó a partir del valor máximo de la carga alcanzado en la curva carga-desplazamiento y el valor mínimo de Y^* mediante la ecuación (14) del capítulo de procedimiento experimental.

UAC-1,5C						
Probeta	r	Y*	F, N	K _{Qv} , MPam ^{1/2}	K _{Qv} media, MPam ^{1/2}	K _{Qv} media, MPam ^{1/2}
14a	0,62	25,11	2729	43,3 ^a	43,3	46,0
14b	0,62	25,11	3081	48,8 ^b	48,8	
17a	0,661	25,21	2562	40,8 ^c	40,8	41,0
17b	0,519	25,47	2604	41,9 ^c	41,15	
	0,686	25,31	2531	40,4 ^c		
18a	0,672	25,26	2213	35,3 ^c	34,6	36,9
	0,517	25,49	2109	33,9 ^c		
18b	0,59	25,12	2562	40,6 ^c	39,25	
	0,515	25,51	2354	37,9 ^c		
19a	0,558	25,22	2229	35,5 ^c	35,5	37,7
19b	0,579	25,15	2510	39,8 ^c	39,8	
20a	0,706	25,5	1722	27,7 ^c	28,3	29,1
	0,616	25,1	1826	28,9 ^c		
20b	0,681	25,31	1854	29,6 ^c	29,8	
	0,606	25,109	1895	30 ^c		
21a	0,643	25,15	2118	33,6 ^c	33,35	33,35*
	0,54	25,32	2074	33,1 ^c		
21b	0,729	25,73	2604	42,3 ^c	43,65	
	0,492	25,74	2770	45 ^c		
	0,62	25,11	2770	43,7 ^a	43,7	
22a	0,66	25,209	1611	25,6 ^c	25,6	27,9
	0,574	25,16	1611	25,6 ^c		
22b	0,587	25,13	1979	31,4 ^c	30,2	
	0,744	25,91	1784	29,2 ^c		
	0,66	25,209	1888	30 ^c		
23a	0,62	25,11	2012	31,9 ^b	31,9	31,0
23b	0,62	25,11	1895	30 ^b	30	
<div><div>^a Calculado mediante la teoría elástico-plástica</div><div>^b K_{Qv} en el máximo de carga</div><div>^c K_{Qv} al inicio del salto de grieta</div></div> <div><div>* no se han usado los resultados obtenidos en la probeta 21b debido a inhomogeneidades en la microestructura</div></div>						

* no se han usado los resultados obtenidos en la probeta 21b debido a inhomogeneidades en la microestructura

Tabla 6.XII. Valores condicionales de la tenacidad a la fractura, coeficiente del factor de intensidad de tensiones en función de la longitud de grieta correspondiente a cada salto y carga máxima en el inicio de cada salto en el acero UAC-1,5C.

En la Figura 6.26 se representan los valores condicionales de tenacidad a la fractura, K_{Qv}, del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica, en función de la

temperatura de austenización. La tendencia general es que a medida que aumenta la temperatura de austenización disminuye la tenacidad a la fractura. Sin embargo, como en el caso del acero UAC-1,3C, los resultados de tenacidad se pueden agrupar en dos grupos en función del tipo de microestructura. Así, en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal, los valores de tenacidad oscilan en torno a $40 \text{ MPam}^{1/2}$, mientras que los valores de la tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica oscilan en torno a $30 \text{ MPam}^{1/2}$. Al igual que en el caso del acero con 1,3%C el máximo de tenacidad se obtuvo para la microestructura inicial de partida, procesada mediante la ruta B y sin tratamiento de austenización posterior. La diferencia entre los valores máximo y mínimo de la tenacidad del acero UAC-1,5C es de unos $20 \text{ MPam}^{1/2}$. Esta diferencia es menor que la obtenida entre los valores máximo y mínimo de tenacidad del acero UAC-1,3C a partir de los ensayos realizados a partir de las probetas de tamaño pequeño, alrededor de unos $105 \text{ MPam}^{1/2}$, y a partir de las probetas de tamaño grande, de unos $82 \text{ MPam}^{1/2}$. Por otro lado, no se observó una variación del K_{Qv} con la temperatura de austenización de forma tan abrupta como en el caso del acero UAC-1,3C (Figuras 6.13 y 6.15).

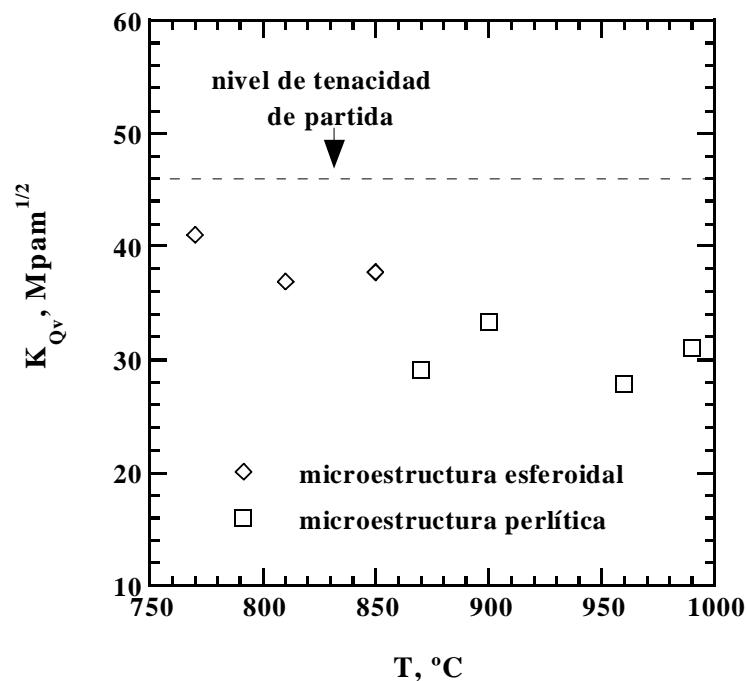


Figura 6.26. Variación de la tenacidad en el acero UAC-1,5C en función de la temperatura de austenización.

En la Tabla 6.XIII se muestra si la grieta se desvió durante la propagación fuera del plano de la entalla hacia una de las dos mitades que forman la probeta. El número de probetas en las que la grieta se desvió fue mayor que en el caso del acero UAC-1,3C. Se calculó el tamaño mínimo de probeta para cada temperatura de austenización (ecuación (3)), para el cual el crecimiento de la grieta se produce en condiciones de deformación plana durante el ensayo⁵. Se observa que el tamaño crítico de probeta disminuye con el aumento de la temperatura de austenización, debido al aumento del límite elástico y la disminución de la tenacidad a la fractura. El tamaño crítico de probeta para cada temperatura de austenización es menor que el tamaño de probeta empleado. Por otro lado, Se señalan también aquellos valores de tenacidad condicional, K_{Qv} , que cumplen los requerimientos de la norma⁵ y que, por tanto, se pueden considerar valores válidos de tenacidad, K_{Iv} .

UAC-1,5C					
Probeta	Crecimiento de la grieta	Desviación del plano de propagación	Límite elástico, MPa	K_{Qv} , MPam ^{1/2}	$1,25(K_{Qv}/\sigma_{ys})^2$
14a	S	no	810,6	43,3**	3,6
14b	S	sí	810,6	48,8	4,5
17a	J	no	752,5	40,8*	3,7
17b	J	sí	752,5	41,15	3,7
18a	J	no	855,5	34,6*	2,0
18b	J	sí	855,5	39,25	2,6
19a	J	no	892,3	35,5*	2,0
19b	J	sí	892,3	39,8	2,5
20a	J	no	926,3	28,3*	1,2
20b	J	no	926,3	29,8*	1,3
21a	J	no	1000	33,35*	1,4
21b	J	sí	1000	43,65	2,4
22a	J	no	1178,4	25,6*	0,6
22b	J	no	1178,4	30,2*	0,8
23a	S	sí	1250	31,9	0,8
23b	S	no	1250	30**	0,7
S = estable				* $K_{Qv} = K_{Ivj}$	
J = modo de saltos				** $K_{Qv} = K_{IvM}$	

Tabla 6.XIII. Comportamiento del crecimiento de la grieta, desviación del plano de propagación de la grieta y tamaño mínimo de probeta requerido por la norma, en el acero UAC-1,5C.

En las Tablas 6.XIV y 6.XV se muestran los valores del límite elástico del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica, respectivamente. Se observa que el valor del límite elástico del acero UAC-1,5C aumenta con la temperatura de austenización.

UAC-1,5C		
T, °C	Probeta	Límite elástico, Mpa
*	14	810
770	17	752,5
810	18	855,5
850	19	892

Tabla 6.XIV. Valores del límite elástico del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal obtenidos a partir de ensayos de compresión.

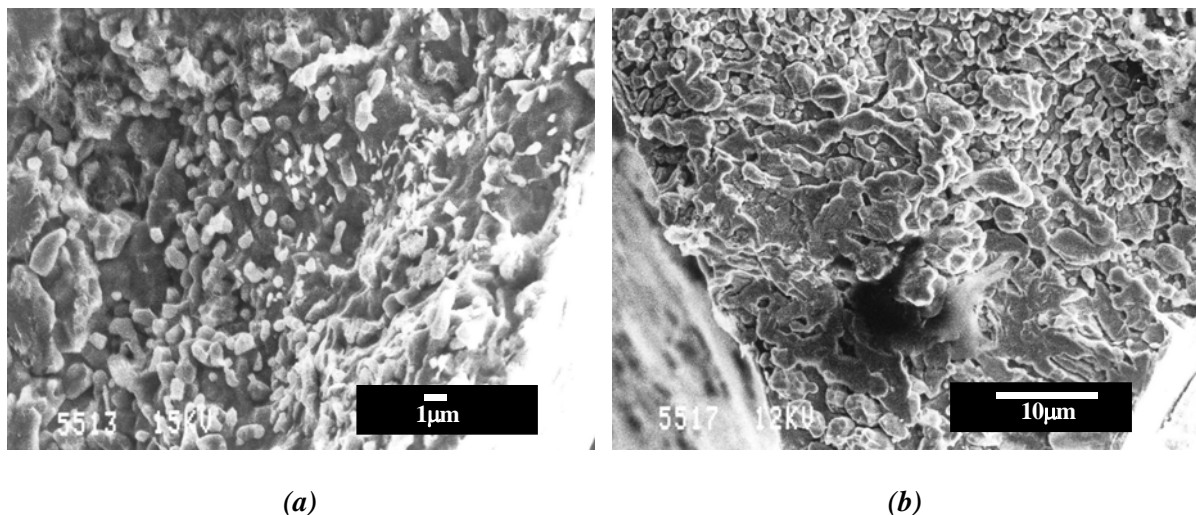
UAC-1,5C		
T, °C	Probeta	Límite elástico, Mpa
870	20	926,3
900	21	1000
960	22	1178,4
990	23	1250

Tabla 6.XV. Valores del límite elástico del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica obtenidos a partir de ensayos de compresión.

6.3.2.2. Análisis fractográfico

6.3.2.2.1. Microestructuras de tipo esferoidal

En la Figura 6.27 (a) se muestra la superficie de fractura, en la zona del extremo de la entalla, de la probeta de acero UAC-1,5C procesada mediante la ruta B, y en las Figuras 6.27 (b) y (c) la de las probetas de acero UAC-1,5C austenizado a 770 y 850°C, respectivamente. Las superficies de fractura consisten en huecos y microhuecos característicos de la fractura de tipo dúctil. En la Figura 6.27 (d) se muestra un detalle de la Figura 6.27 (c) en la que se observan carburos situados en el interior de los huecos, de tamaño menor al de los huecos. Esto indica que el crecimiento de los microhuecos se produce, como en el caso del acero UAC-1,3C, mediante las etapas de nucleación, crecimiento y coalescencia de los microhuecos. Por otro lado, las superficies de fractura obtenidas en ambos aceros son consistentes con los resultados obtenidos por otros autores, como por ejemplo Syn y col., los cuales indicaron que, a diferencia de los aceros de bajo y medio contenido en carbono, la superficie de fractura de un acero con ultraalto contenido en carbono se caracteriza por la ausencia de estricción y formación de huecos poco profundos³⁵.



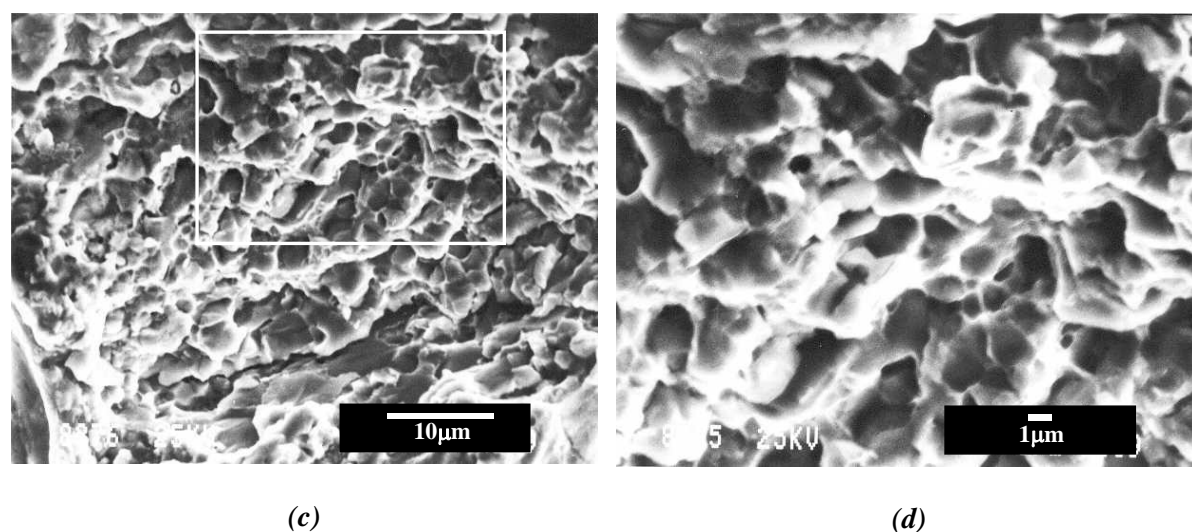


Figura 6.27. Superficie de fractura en el extremo de la entalla de las probetas de acero UAC-1,5C con la microestructura de partida (a), y austenizadas a 770°C (b) y 850°C (c). (d) Detalle de la zona encuadrada de la figura (c). Obsérvese los huecos y microhuecos característicos de la fractura dúctil.

En la Figura 6.28 (a) se muestra la superficie de fractura de una probeta de acero UAC-1,5C austenizada a 850°C, en una de las zonas en donde se produce la propagación esporádica de la grieta y posterior detención. Esta zona se corresponde con la parte de la curva carga y desplazamiento en la que se produce un salto de la grieta. La superficie de fractura de la Figura 6.28 se divide en tres zonas diferentes, cada una de las cuales se corresponde con un instante diferente durante el salto de la grieta: 1) la zona inferior, en la cual se observa el desgarramiento dúctil, producido durante la propagación estable o cuasiestática de la grieta, y que se corresponde con el aumento de la carga, en la curva carga desplazamiento; 2) la zona intermedia, en la cual se observa la superficie de clivaje, formada durante la propagación esporádica de la grieta, y que se corresponde con el descenso rápido de la carga en la curva carga desplazamiento; y 3) la zona superior, formada por microhuecos y huecos característicos de la fractura dúctil, y asociada al proceso de detención y crecimiento estable o cuasiestático de la grieta (correspondiente, de nuevo, con el aumento de la carga en la curva). En la Figura 6.28 (b) se muestra un detalle de la Figura 6.28 (a), en donde se indica, mediante un círculo, la zona de iniciación de la fractura frágil, la cual se encuentra siguiendo los ríos y marcas típicas de la fractura por clivaje. El origen de la fractura por clivaje se produce en las fronteras de grano de ferrita, indicada por el círculo blanco.

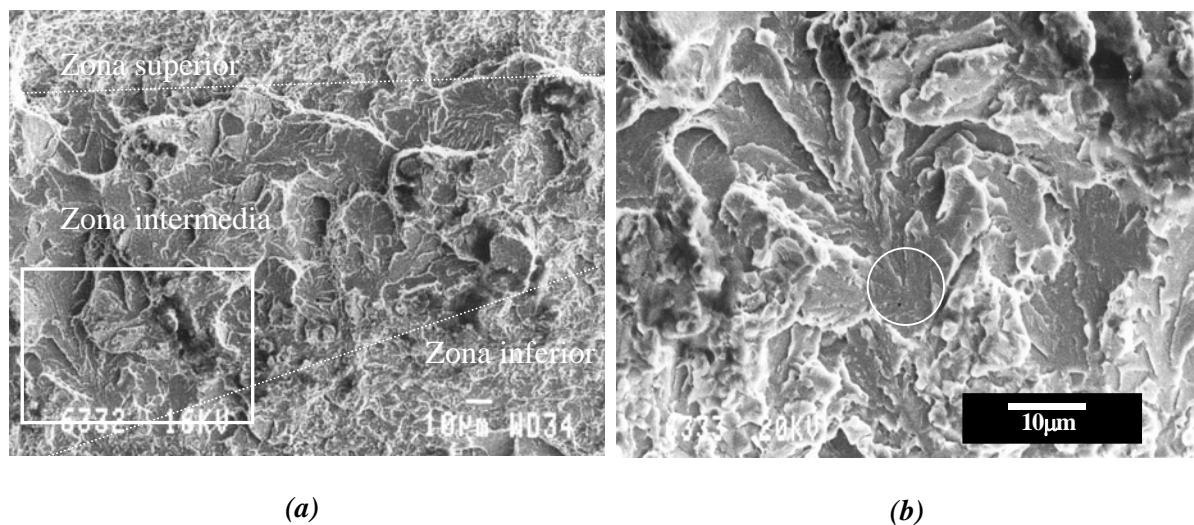
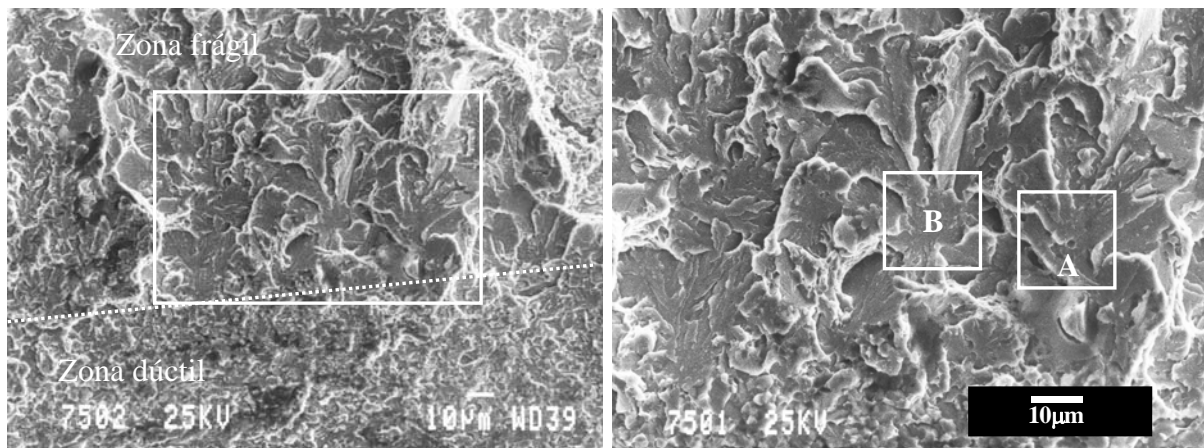


Figura 6.28. Superficie de fractura, correspondiente a la zona de propagación inestable de la grieta (salto de grieta) de la curva carga-desplazamiento, de la probeta de acero UAC-1,5C austenizado a 850°C. Cada una de las zonas que se indican se corresponde con un tramo diferente durante un salto de grieta en la curva carga-desplazamiento (ver texto). (b) Detalle de la zona enmarcada en (a) en donde se indica, mediante un círculo, el sitio de iniciación de la fractura por clivaje correspondiente a una frontera de grano.

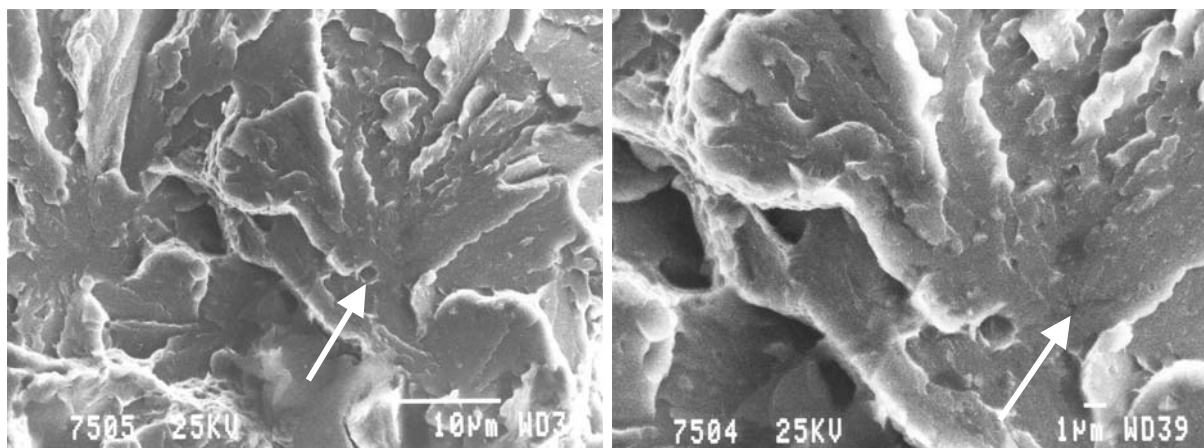
En la Figura 6.29 (a) se muestra la superficie de fractura de la misma probeta de acero UAC-1,5C austenizada a 850°C, en otra de las zonas en donde se produce la propagación catastrófica de la grieta. Nuevamente, se observa una zona de fractura dúctil (parte inferior de la Figura 6.29 (a)), correspondiente a la propagación estable de la grieta y una zona de clivaje (parte superior de la Figura 6.29 (a)), correspondiente a la propagación esporádica de la grieta. En la Figura 6.29 (b) se muestra la región enmarcada de la Figura 6.29 (a), aumentada en el microscopio electrónico de barrido. Se indican, mediante cuadros con las letras A y B, dos de los sitios en los cuales se origina la fractura por clivaje. El sitio de iniciación de la fractura frágil en A se corresponde con una partícula esferoidal de cementita, mientras que el de B se corresponde con un grano de ferrita. En las Figuras 6.29 (c) a (e) se muestra una serie de micrografías, realizadas a diferentes aumentos, en las que se observan detalles del origen de la fractura en A. En la Figura 6.29 (c) se indica, con una flecha, el posible sitio de iniciación de la fractura frágil, el cual se corresponde con un carburo esferoidal de tamaño mayor de 1 μm . Sin embargo, si se estudia a más aumentos la superficie de fractura correspondiente al origen de la fractura en A (Figuras 6.29 (d) y (e)) se observa que los ríos y marcas, características del clivaje, se dirigen hacia el hueco dejado por un carburo esferoidal con un tamaño de unos 0,5

μm . En la Figura 6.29 (e) se indica, mediante una flecha, el hueco dejado por dicho carburo en el cual se origina la fractura por clivaje. Por otro lado, en las Figura 6.29 (f) (g) se muestra un detalle del sitio de iniciación de la fractura por clivaje en B. En la Figura 6.29 (f) se indica mediante un círculo el grano de ferrita a partir del cual se origina la fractura frágil. Se observa que el tamaño de dicho grano es de unas $10\ \mu\text{m}$. Los ríos y marcas típicas de clivaje se dirigen hacia las fronteras del grano de ferrita. En la Figura 6.29 (g) se muestra un detalle de la Figura 6.29 (f). Tanto en las fronteras de grano como en el interior del grano, se observan los huecos dejados por los carburos esferoidales (indicados por flechas), durante el proceso de propagación de la grieta.



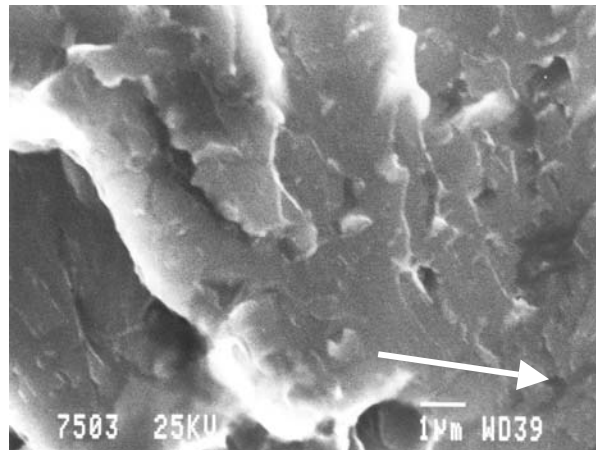
(a)

(b)

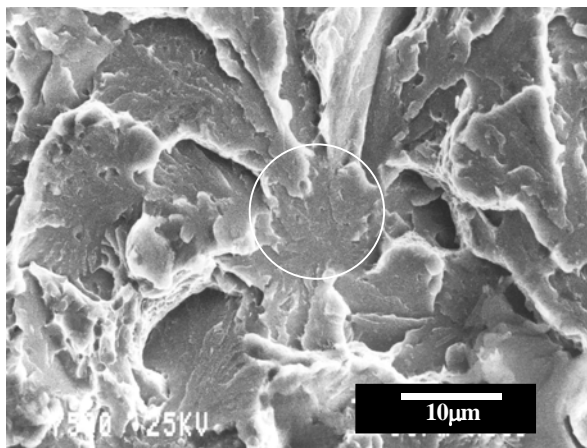


(c)

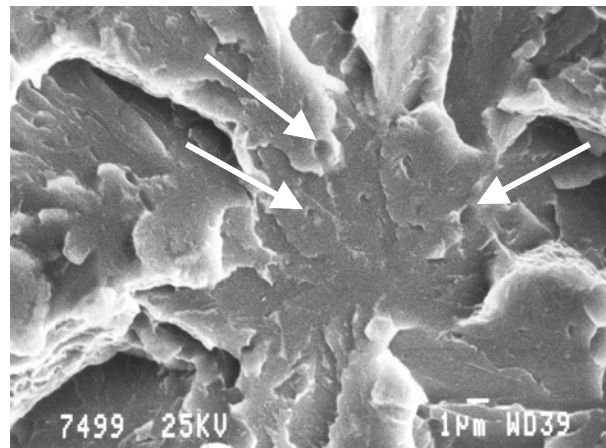
(d)



(e)



(f)



(g)

Figura 6.29. Superficie de fractura en una de las regiones de la superficie de la entalla de la probeta de acero UAC-1,5C austenizado a 850°C, en donde la grieta se propagó a modo de saltos (a). Se indica la zona de fractura dúctil correspondiente al aumento de la carga en la gráfica carga frente a desplazamiento y la zona de fractura frágil correspondiente con la propagación esporádica de la grieta. (b) Detalle de la zona enmarcada en (a). Con los cuadros A y B se indican los sitios de iniciación de la fractura frágil correspondientes a un carburo y a la frontera de un grano de ferrita, respectivamente. (c) a (e) Detalles del sitio de iniciación de la fractura en la partícula de cementita. (f) y (g) Detalles del sitio de iniciación de la fractura en la frontera del grano de ferrita.

6.3.2.2.2. *Microestructuras de tipo perlítico*

En las Figuras 6.30 (a) a (c) se muestra la superficie de fractura, en la zona del extremo de la entalla, de las probetas de acero UAC-1,5C austenizado a 900, 960 y 990°C, respectivamente. Dicha superficie de fractura consiste en zonas de cuasiclivaje. No se observan zonas formadas por microhuecos ni zonas en las que la fractura se inició a partir de la deformación de la perlita, como en el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. Esto se debe a que el porcentaje de carburos proeutectoides esferoidales que permanecen sin disolver en el acero UAC-1,5C a las temperaturas de austenización de 900, 960 y 990°C es mayor que en el acero UAC-1,3C.

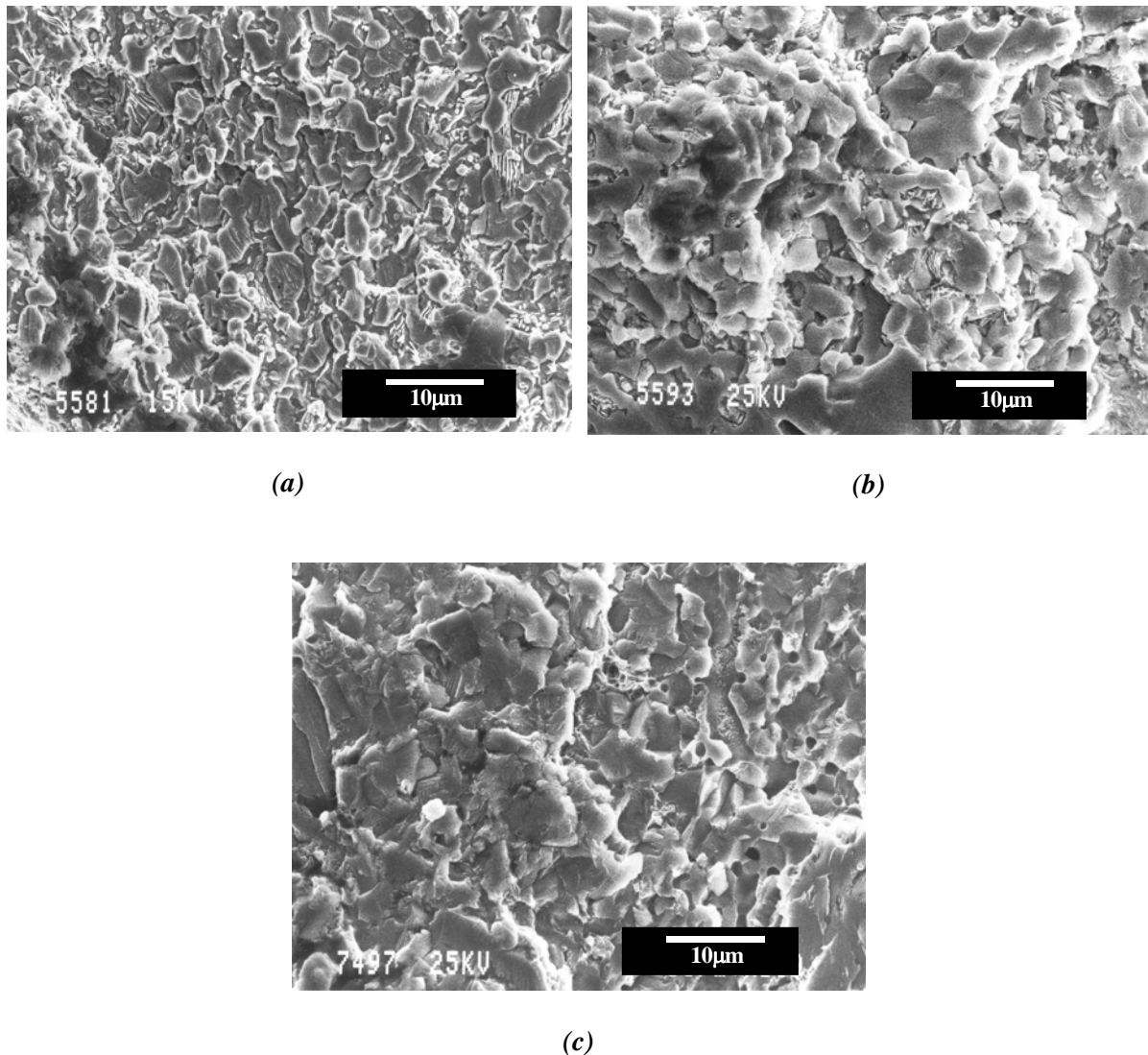


Figura 6.30. Superficie de fractura en la región del extremo de la entalla de las probetas de acero UAC-1,5C austenizadas a 900°C (a), 960°C (b) y 990°C (c).

En las Figuras 6.31 (a) y (b) se muestra la superficie de fractura de las probetas de acero UAC-1,5C austenizadas a 900 y 960°C, respectivamente, en una de las regiones donde se produce la transición entre la fractura dúctil y la fractura frágil (correspondiente a la propagación esporádica de la grieta). Dichas regiones se encuentran situadas a una distancia del extremo de la entalla de 0,72 mm y 3,87 mm, respectivamente. En la Figura 6.31 (c) se muestra un detalle de la zona enmarcada de la Figura 6.31 (a). Esta zona está formada por colonias de perlita separadas por partículas alargadas de cementita proeutectoide. Se observa el escalón que se forma entre ambas colonias de perlita, el cual se origina debido al cambio de la dirección de propagación de la grieta³⁴.

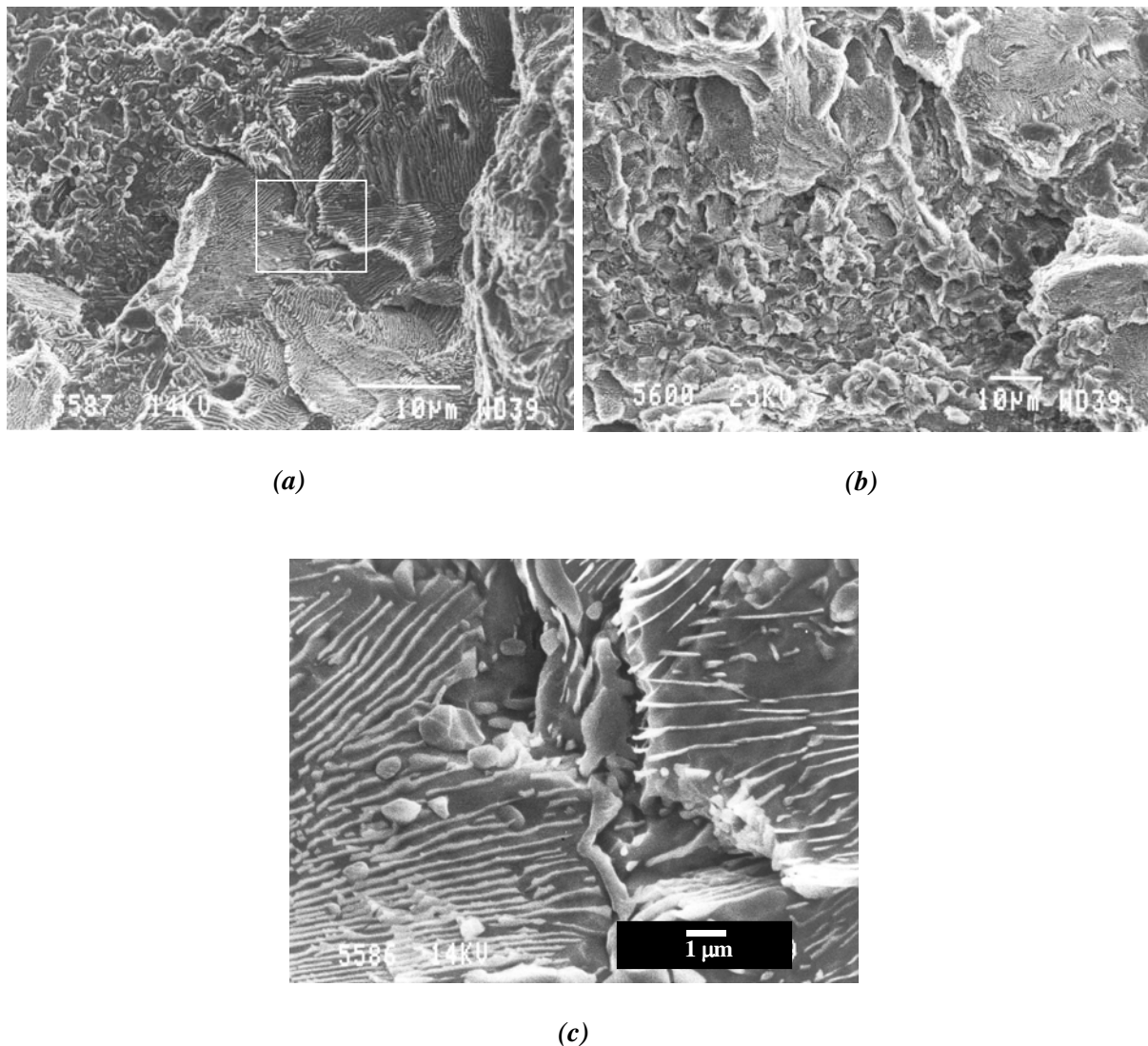
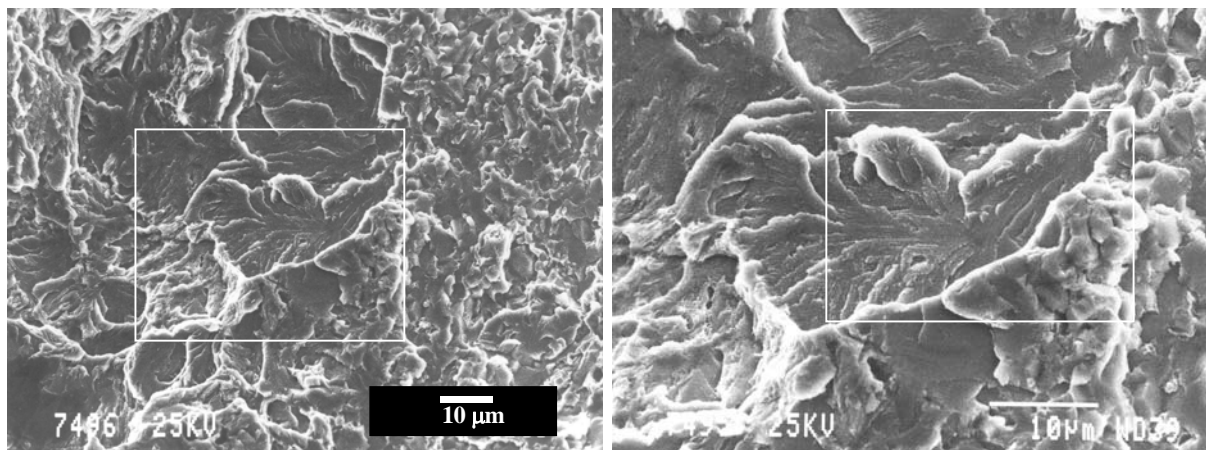


Figura 6.31. Superficie de fractura una zona donde se produce la propagación esporádica de la grieta, en las probetas de acero UAC-1,5C austenizado a 900 (a) y 960°C (b). (c) Detalle de (a).

En la Figura 6.32 (a) se muestra la superficie de fractura en una zona situada cerca del extremo de la entalla, en donde la grieta comienza a propagarse por clivaje. Se observan las depresiones y las zonas características de la superficie de fractura dúctil que se encuentran rodeando las facetas, características de la fractura por clivaje. En las Figuras 6.32 (b) a (d) se muestran, a diferentes aumentos, detalles de la zona de la superficie de fractura en donde se inicia la fractura frágil. Las regiones enmarcadas en las Figuras 6.32 (a), (b) y (c) se muestran a mayores aumentos en las Figuras 6.32 (b), (c) y (d), respectivamente. En la Figura 6.32 (d) se indica, mediante una flecha, el sitio en donde se inicia la fractura por clivaje, hacia el cual apuntan los ríos y marcas características de la fractura por clivaje. Dicho sitio se corresponde, probablemente, con el lugar dejado por un carburo, el cual, durante el proceso de propagación de la grieta, se desprendió y se separó de la superficie de fractura.



(a)

(b)

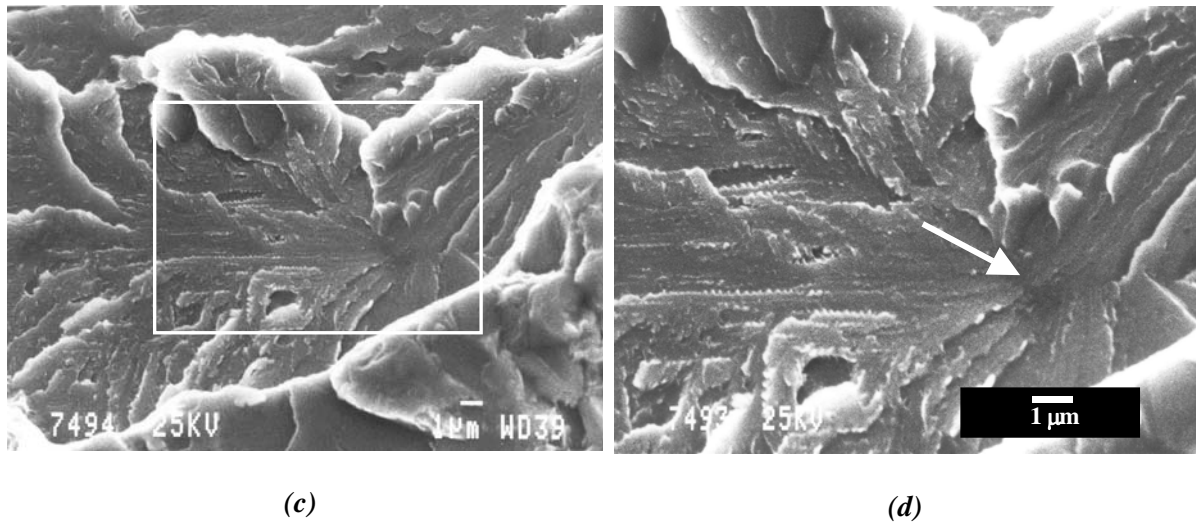


Figura 6.32. Superficie de fractura de una probeta de acero UAC-1,5C austenizado a 990°C, en una región donde se produce la propagación inestable de la grieta (a).(b) a (d) Detalles del sitio en el que se origina la fractura por clivaje. Se indica mediante una flecha el sitio de nucleación de la fractura frágil correspondiente al lugar dejado por un carburo.

6.3.2.2.3. Tabla resumen de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C

En la Tabla 6.XVI se muestran los datos del tamaño de carburo, distancia entre carburos y tamaño de grano de ferrita obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal y los datos del tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. Para ambas microestructuras se muestran también los resultados de tenacidad obtenidos a partir de las probetas de tamaño pequeño y grande.

UAC-1,3C						
Temperatura de austenización, °C	Microestructura				K _{QV} , MPam ^{1/2}	K _{QV} , MPam ^{1/2} (tamaño de probeta grande)
	Tipo de microestructura	Tamaños de los parámetros microestructurales				
		d, μm	D _p , μm	f _g , μm		
*	e	0,46	0,56	9,2	123,3	110,1
770	e	0,42	0,51	9,6	148,4	79,2
810	e	0,52	0,63	10	148,6	86,2
840	e	0,44	0,53	10,5	143,8	94,8
870	e	0,38	0,46	11,9	115,6	91,2
		L, μm	P, μm	λ, μm		
900	p	16,6	11,8	0,145	101,8	46,9
930	p	38,3	13,9	0,108	33,2	37,5
960	p	74,8	17,1	0,06	34,5	32,7
990	p	96,8	19,3	0,04	38,4	29,8
* microestructura de partida						
d = tamaño medio de carburo			L = tamaño de grano austenítico			
D _p = distancia interparticular			P = tamaño de colonia de perlita			
f _g = tamaño de grano de ferrita			λ = espaciado interlaminar de la perlita			
d _{proeut} = tamaño medio de carburo proeutectoide						
d _{eut} = tamaño medio de carburo eutectoide						

Tabla 6.XVI. Relación de los parámetros microestructurales: tamaño medio de carburo, distancia interparticular y tamaño de grano de ferrita obtenidos en el acero AUC-1,3C con microestructura esferoidal (770-870°C) y tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica (900-990°C), junto con la relación de los valores de tenacidad a la fractura obtenidos en función de la temperatura de austenización para ambos tamaños de probeta empleados.

En la Tabla 6.XVII se muestran los datos del tamaño medio de carburo proeutectoide, tamaño medio de carburo eutectoide, distancia entre carburos eutectoides y tamaño de grano de ferrita obtenidos en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal. También se muestran los datos del tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita obtenidos en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica. Para ambos tipos de microestructuras se muestran los valores de tenacidad obtenidos a partir de probetas de tamaño pequeño.

UAC-1,5C						
Temperatura de austenización, °C	Microestructura					K _{QV} , MPam ^{1/2}
	Tipo de microes- tructura	Tamaños de los parámetros microestructurales				
		d _{proeut} , μm	d _{eut} , μm	D _p , μm	f _g , μm	
*	e	2,9	0,48	0,47	9,2	46
770	e	2,1	0,39	0,38	9,8	41
810	e	2,6	0,43	0,42	10,6	36,9
840	e	2,5	0,46	0,45	11	37,7
		d _{proeut} , μm	L, μm	P, μm	λ, μm	
870	p	2,4	11,2	9,2	0,17	29,1
900	p	2,3	15,8	10,1	0,13	33,35
960	p	2,5	25,2	14,4	0,07	27,9
990	p	2,4	26,7	15,1	0,06	31
* microestructura de partida						
d = tamaño medio de carburo			L = tamaño de grano austenítico			
D _p = distancia interparticular			P = tamaño de colonia de perlita			
f _g = tamaño de grano de ferrita			λ = espaciado interlaminar de la perlita			
d _{proeut} = tamaño medio de carburo proeutectoide						
d _{eut} = tamaño medio de carburo eutectoide						

Tabla 6.XVII. Relación de los parámetros microestructurales: tamaño medio de carburo proeutectoide y eutectoide, distancia entre carburos eutectoides y tamaño de grano de ferrita obtenidos en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal (770-840°C) y tamaño medio de carburo proeutectoide, tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita obtenidos en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica (870-990°C), junto con la relación de los valores de tenacidad a la fractura obtenida en función de la temperatura de austenización a partir de probetas de tamaño pequeño.

6.4. DISCUSIÓN

6.4.1. TENACIDAD A LA FRACTURA DEL ACERO UAC-1,3C

6.4.1.1. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal

6.4.1.1.1. *Comportamiento inestable durante la propagación de la grieta*

En general, el inicio de la fractura en los aceros al carbono con microestructura esferoidal ocurre por el desgarramiento dúctil de la ferrita, lo que origina una grieta que se propaga, de manera estable, mediante los procesos de nucleación y crecimiento de microhuecos. La transición entre la propagación estable y la propagación inestable por clivaje, se produce en el instante en el que la grieta encuentra un carburo, en el cual el estado de tensiones que se alcanza en la intercara carburo/matriz, es mayor que la tensión crítica de clivaje. En la Figura 6.33 se muestra una gráfica que ilustra la secuencia de sucesos que tienen lugar durante el ensayo de fractura, en las probetas en las que la grieta se propagó de manera catastrófica. Se observa una parte inicial elástica, durante la cual se produce el apilamiento de dislocaciones en la intercara carburo/matriz, como consecuencia de lo cual se origina una grieta, que se propaga de manera dúctil en la zona no-lineal de la curva, hasta que alcanza el punto de la curva en la que tiene lugar la conversión de fractura dúctil estable a fractura inestable por clivaje^{36,37}.

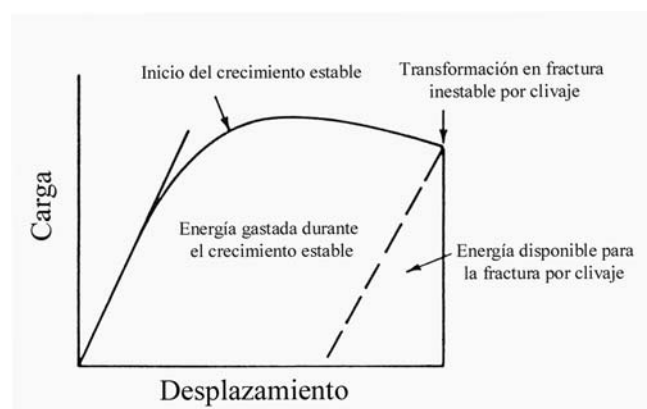


Figura 6.33. Curva de la carga frente al desplazamiento correspondiente a un material en el que se produce la propagación catastrófica de la grieta.

De manera resumida, la fractura frágil por clivaje se puede explicar como la sucesión de dos eventos³⁸: a) nucleación de una grieta en un carburo y, b) extensión dinámica de la grieta a través de las intercaras carburo-matriz.

Existen diversas expresiones desarrolladas con anterioridad en los modelos sobre los micromecanismos que originan la fractura por clivaje^{39,40,41,42,43}. En dichos modelos se propone, básicamente, que la fractura por clivaje se origina como consecuencia de la nucleación de una grieta en un carburo, debido al apilamiento de dislocaciones. La grieta originada se propaga a lo largo de la matriz de ferrita, bajo la acción de la tensión aplicada, de acuerdo con el criterio del balance de energía. Esto es, la grieta se detendrá sólo si el trabajo producido para propagar la grieta es menor que la energía superficial asociada a la formación de la grieta.

En el presente trabajo el crecimiento inestable de grieta, que se observa en la mayor parte de las probetas de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal (de tamaño grande y tamaño pequeño), se atribuye a los elevados valores de la energía elástica acumulada en las probetas. La propagación catastrófica de la grieta tiene que ver con el valor de rigidez, que se obtiene a partir de la suma de los valores de rigidez de la probeta y del tren de carga (incluyéndose mordazas) y, no con las propiedades del material. En general, dado un valor de la carga, a menor rigidez (o lo que es lo mismo mayor flexibilidad), mayor es la energía elástica que se acumula en el sistema de carga. Por otro lado, dado un valor de rigidez, a mayor carga aplicada, mayor es la energía elástica que se acumula en el sistema de carga. Esta energía elástica se disipa en forma de trabajo y se emplea en la creación de nueva superficie de fractura y, por tanto, en el crecimiento de la grieta durante el ensayo. Cuanto mayor es la energía elástica acumulada mayor es la distancia que tiene que recorrer la grieta para absorber dicha energía.

En el caso del presente trabajo, en el que se utilizó el mismo sistema de carga en todos los ensayos, la rigidez del sistema de carga no varió. Por otro lado, la rigidez de las probetas no varía considerablemente con el tipo de microestructura. Por tanto, la energía elástica que se acumula en el sistema de carga depende de la carga que se emplea durante el ensayo, siendo para el máximo de la carga en donde se acumula la mayor cantidad de energía elástica. El valor de la carga máxima depende, a su vez, de la tenacidad del material. Así, el valor de la carga máxima que se alcanza en una probeta de material de elevada tenacidad es mayor y, con ello, la cantidad de energía elástica que se acumula, que en una probeta de material de menor

tenacidad a la fractura. Para un tamaño de probeta dado y para un valor dado de la energía elástica acumulada, la longitud que debe crecer la grieta para disipar esta energía puede ser mayor, en algunos casos, que el tamaño de la probeta, de manera que la grieta no se puede detener y se propaga catastróficamente a lo largo de toda la entalla.

Así pues, si se comparan las Tablas 6.III y 6.V se observa que la carga mínima para la cual se produce propagación inestable de la grieta en las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C es de unos 3500 N. Por otro lado, comparando los resultados de las Tablas 6.IX y 6.X se observa que el valor mínimo de la carga para el cual se produce la propagación catastrófica de la grieta a lo largo de toda la entalla en las probetas de tamaño grande es de unos 7000 N. Lógicamente, el aumento de la carga con el aumento del tamaño de probeta se debe al aumento de la superficie de la entalla y, por tanto, al aumento de la energía necesaria para propagar la grieta a lo largo de dicha superficie. En aquellos casos en los que la carga necesaria para propagar una grieta es menor que 3500 y 7000 N para las probetas de tamaño pequeño y tamaño grande, respectivamente, la energía acumulada no es suficiente como para hacer crecer la grieta, una vez iniciada, más allá de la longitud crítica de grieta y, por tanto, es necesario continuar aplicando carga para que la grieta se propague hasta el final de la probeta⁴⁴.

6.4.1.1.2. Validez de los resultados condicionales de tenacidad a la fractura, K_{Qv}

Los resultados de tenacidad obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal varían en función del tamaño de probeta empleado*, obteniéndose una diferencia en la tenacidad de alrededor de $50 \text{ MPam}^{1/2}$ para una misma temperatura de austenización. Así pues, dada una temperatura de austenización, la tenacidad a la fractura aumenta a medida que disminuye el tamaño de la probeta. La variación de la tenacidad con el tamaño de la probeta indica que los valores de tenacidad, K_{Qv} , de dicho acero calculados en el presente trabajo no se pueden considerar valores válidos de tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C, K_{Iv} . Por otro lado, si se comparan los resultados de tenacidad, obtenidos a partir de las probetas de

* Cuando hablemos del valor de tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C nos estaremos refiriendo a la tenacidad condicional a la fractura, K_{Qv} , y no al valor de tenacidad real característico de cada microestructura y dependiente, únicamente, de la velocidad de deformación durante el ensayo y de la temperatura de ensayo.

tamaño pequeño y las probetas de tamaño grande, con los obtenidos por Avery en probetas compactas de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal²², se observa un aumento bastante considerable de la tenacidad del acero UAC procesado en el presente trabajo. Para explicar y justificar tanto la variación de la tenacidad en función del tamaño de probeta empleado, como la diferencia entre los valores de tenacidad encontrados en el presente trabajo y los obtenidos por Avery en un acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, se analizan, a continuación, cuatro causas posibles: 1) variación del valor del factor de forma, Y^* , para una longitud de grieta dada, en función de la expresión analítica empleada, 2) desviación de la grieta del plano de propagación de la entalla, 3) aumento del tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta por encima del valor crítico y 4) estado tensional del ensayo: deformación plana o tensión plana.

1) La variación del factor de forma, Y^* , para un valor dado de la longitud de grieta, en función de la expresión analítica empleada puede ser la causa de la variación de la tenacidad a la fractura en algunos casos. En 1973, La Croix encontró que la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , disminuía con el aumento de la longitud de grieta⁴⁵. Ocho años después, en 1981, Jong revisó los datos de La Croix y encontró que la variación del valor de K_{Ic} , con la longitud de grieta, se debía a que la función geométrica de forma, utilizada por La Croix, era válida, únicamente, en un intervalo de longitudes de grieta muy reducido⁴⁶. Jong recalculó el valor del K_{Ic} por medio de una nueva función geométrica, válida en un intervalo más amplio de longitudes de grieta y comprobó que los resultados de tenacidad a la fractura, en función de la longitud de grieta, se ajustaban a una línea recta de pendiente nula.

En el presente trabajo la función geométrica de forma empleada se calculó de manera numérica, teniendo en cuenta las aproximaciones realizadas por Srawley y Gross¹⁹ y asumiendo que la variación de la flexibilidad de una probeta corta, en la que se propaga una grieta de frente trapezoidal, se puede aproximar a la de una probeta corta, en la que se propaga una grieta de frente plano^{17,21}. La función geométrica obtenida es una función teórica que, como tal, debe corroborarse con la función geométrica calculada de manera experimental. Munz y col. midieron experimentalmente Y^* , en función de la longitud de grieta, para una geometría de probeta con $w = 1,5B$ y $\alpha_0 = 0,342$. Estas dimensiones son prácticamente similares a las de las probetas empleadas en el presente estudio, con $w = 1,45B$ y $\alpha_0 = 0,331$. La variación entre los valores de la función geométrica de forma, calculada teóricamente, con respecto a los valores calculados experimentalmente es inferior al 5%. Dicha variación es muy inferior a la diferencia, obtenida en el presente estudio, entre los valores de tenacidad

obtenidos en probeta grande y en probeta pequeña. Por otro lado, la variación entre los valores teóricos y experimentales del Y^* empleado en el presente estudio es muy inferior a la obtenida entre los valores de tenacidad obtenidos por Avery y los obtenidos en el presente trabajo.

2) La desviación del plano de propagación de la grieta con respecto al plano de la entalla puede ser otra de las causas que de lugar a la variación de la tenacidad a la fractura. En el caso de la tenacidad, K_{Ic} , calculada por Jong a partir de una expresión del factor de forma, Y^* , válida en un intervalo de longitudes de grieta más amplio que la expresión utilizada por La Croix, se observa que los valores de K_{Ic} presentan una dispersión de entre 3-6%⁴⁶. Este autor atribuye esta variación a la formación de pequeños peldaños o escalones en la superficie de fractura durante la propagación de la grieta. De manera que cada escalón contribuye a una variación en el valor de la tenacidad comprendida entre 3-4%. Estos resultados corroboran los encontrados por Stubbington y Gunn⁴⁷. Estos autores estudiaron el efecto de la geometría del frente de grieta en la tenacidad a la fractura y encontraron que la tenacidad a la fractura aumentaba alrededor de un 50% en probetas con un frente de grieta no plano (formado por escalones), con respecto a probetas con un frente de grieta plano.

En el presente trabajo, esta contribución no justificaría el aumento de la tenacidad encontrado en las probetas de tamaño pequeño con respecto a las probetas de tamaño grande, debido a que en las primeras la grieta se propagó a lo largo de un frente con menor número de escalones en la superficie de la entalla, que en el caso de las probetas de tamaño mayor (Tabla 6.V).

3) El aumento del tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta puede justificar también un aumento de la tenacidad a la fractura. En las Tablas 6.V y 6.X se muestra que el espesor mínimo teórico de las probetas de tamaño grande y de tamaño pequeño del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal es considerablemente mayor que el espesor real de las probetas ensayadas en el presente estudio. A priori, esto significa que el tamaño de la zona plástica que se forma en el extremo de la grieta no es despreciable. En las Tablas 6.V y 6.X se muestra también que el tamaño de la zona plástica que se forma en el extremo de la grieta, tanto en las probetas de tamaño grande como en las probetas de tamaño pequeño, es demasiado grande en comparación con el espesor de las probetas empleado en el presente trabajo. Por otro lado, el tamaño teórico de probeta requerido por la norma y el tamaño de la zona plástica que se forma en el extremo de la grieta es mayor en el caso de los ensayos realizados en las probetas de tamaño pequeño que en el caso de los ensayos realizados en las

probetas de tamaño pequeño. Así pues, si tenemos en cuenta que el valor de tenacidad a la fractura de un material aumenta con el volumen del material que se deforma plásticamente^{2,48}, entonces se concluye en el presente trabajo que el aumento de la tenacidad obtenido con la disminución del tamaño de la probeta se debe, exclusivamente, al aumento del tamaño de la región en el extremo de la grieta que se deforma de manera plástica. Por otro lado, la diferencia de los resultados de tenacidad obtenidos en el presente trabajo con respecto a los obtenidos por Avery se explica también debido al aumento del tamaño de la zona plástica en el extremo de la entalla.

En estos casos, el análisis elasto-plástico, expuesto en la introducción de este capítulo, no sería válido, debido a que el trabajo realizado por unidad de área para propagar la grieta se transforma, por un lado, en energía superficial asociada a las nuevas superficies de fractura y, por otro, en trabajo de deformación plástica. En este caso, el trabajo irrecuperable realizado para avanzar la grieta una determinada distancia, Δa , viene dado por la siguiente expresión¹⁵:

$$\Delta W = \left(bG_{Ic} + \frac{\partial U_e}{\partial a} \right) \Delta a \quad (32)$$

donde el producto bG_{Ic} representa la energía disponible para propagar una grieta en condiciones de deformación plana y $\frac{\partial U_e}{\partial a} \Delta a$ representa la variación de energía elástica, almacenada en la probeta, con la longitud de grieta. Dicha variación tiene su origen en las fuerzas de compresión a las que se somete, durante el ciclo de descarga, la zona del extremo de la grieta, que se ha deformado plásticamente durante el ciclo de carga. Este nuevo análisis requeriría evaluar previamente la variación de la energía elástica almacenada en la probeta en función de la longitud de grieta. Sin embargo, esta evaluación no ha sido llevado a cabo todavía y se encuentra fuera del alcance de esta tesis.

4) El estado tensional durante el ensayo es determinante a la hora de evaluar la tenacidad a la fractura de cualquier material. Hertzberg mostró que el tamaño de la zona en la que se observan efectos de deformación no-plana es, aproximadamente, igual que el tamaño de la zona plástica en una probeta bajo condiciones de tensión plana^{48,49}. En general, el estado de deformación plana se caracteriza por ausencia de deformación en el plano de la grieta (que coincide con el plano de la entalla en nuestro caso) a lo largo del frente de grieta. En el caso de los metales, sin embargo, en la zona donde la grieta intersecta la superficie lateral libre de la probeta, se obtiene un estado de tensión plana, caracterizado por un valor nulo de la tensión

perpendicular a la superficie libre de la probeta y, por tanto, un valor no nulo de la componente de la deformación en esa dirección. Conforme nos alejamos de la superficie, hacia el interior del material, este estado de tensión plana se transforma en un estado de deformación plana. Así pues, la variación de la tenacidad del material dependerá del tamaño de las regiones, situadas en los laterales de la probeta en el extremo de la grieta, en los cuales se manifiestan los efectos de deformación no plana¹⁴.

En la Tabla 6.V se muestra que el tamaño de la zona plástica en el caso de las probetas de tamaño pequeño de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal oscila entre 2,44 y 6,9 mm, mientras que en el caso de las probetas de tamaño mayor varía entre 1,7 y 3,1 mm (Tabla 6.X). Se observa que el tamaño de la zona plástica obtenido en las probetas de tamaño pequeño y de tamaño grande no resulta despreciable en comparación con el tamaño de cada probeta de 12 mm y 18 mm, respectivamente. O lo que es lo mismo, el tamaño de la zona en el extremo de la grieta que se encuentra en condiciones de tensión plana es demasiado grande como para no tener en cuenta sus efectos. Nuevamente, dado que los valores de tenacidad medidos en condiciones de tensión plana son mayores que los medidos en condiciones de deformación plana^{2,48}, se concluye que la variación de la tenacidad en función del tamaño de probeta se debe a la variación del tamaño de la zona a lo largo del frente de la grieta que se encuentra en condiciones de tensión plana. Cabe decir que la contribución de la zona plástica al aumento de la tenacidad resulta más importante en las probetas de tamaño pequeño que en las de tamaño grande, debido a que proporcionalmente el tamaño de la zona sometida a condiciones de deformación no-plana es mayor en las primeras que en las segundas.

Finalmente, otro aspecto que cabe resaltar, a la hora de justificar las diferencias de tenacidad obtenida entre las probetas de tamaño grande y pequeño y los resultados obtenidos por Avery, viene dado por la influencia del espesor de la entalla y de la geometría de la entalla sobre el tamaño de la región en el extremo de la grieta sometida en condiciones de deformación no-plana. Barker realizó un estudio sobre esta influencia en dos materiales de aluminio y tres aceros^{13,14}. Para ello, se mecanizaron probetas con tres tipos de geometría de ranura: redonda, cuadrada y en forma de punta de flecha y los espesores de las ranuras variaron desde 0,38 mm hasta 1,6 mm. Barker obtuvo los mejores resultados, en cuanto al mantenimiento del estado tensional en condiciones de deformación plana, para el caso de las probetas con ranura en forma de punta de flecha, seguidos de las probetas con ranura con geometría redondeada y, por último, las probetas con ranura cuadrada. En el caso de las probetas con ranuras cuadradas y redondeadas, los valores de tenacidad aumentaron con el

espesor de la ranura. Si bien este aumento fue menor en el caso de las probetas con ranuras redondeadas que en el de probetas con ranuras cuadradas, lo cual indica que la variación del estado tensional en condiciones de deformación no-plana es mayor en el caso de probetas con ranuras redondeadas que en el de las probetas con ranuras cuadradas. La variación de la tenacidad en el caso de las probetas con ranuras redondeadas fue inferior al 2 y 5% para los espesores de 0,38 y 0,8 mm, respectivamente. Por otro lado, en el caso de las probetas con ranuras con geometría en forma de flecha, el tamaño de la zona plástica fue prácticamente independiente del espesor de las ranuras. En el caso del presente trabajo, las ranuras utilizadas fueron de geometría redondeada, lo cual indicaría una cierta dependencia del tamaño de la región en condiciones de deformación no-plana con el espesor de la ranura. Sin embargo, para los espesores de las ranuras mecanizadas en las probetas empleadas en el presente estudio, los cuales son menores de 0,20 mm, cabe esperar un buen comportamiento respecto al tamaño de la región plástica.

Resumiendo, las causas 1) y 2) no justifican la disminución de la tenacidad en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal con el aumento del tamaño de probeta, así como las diferencias encontradas con respecto a los valores de tenacidad obtenidos por Avery. Únicamente las causas 3) y 4) justifican dichas diferencias. Estas diferencias de los valores de tenacidad se explican desde el punto de vista de la contribución de la zona plástica que se desarrolla en el extremo de la grieta, lo que conlleva a la formación de un estado tensional en condiciones de deformación no-plana que da lugar al aumento de la tenacidad a la fractura. Otros factores como son: la dependencia del factor de forma, Y^* , con la longitud de grieta, la propagación de la grieta a lo largo de un plano diferente al plano de la entalla o la influencia del espesor y geometría de la entalla en el tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta, no justifican las variaciones de K_{Qv} del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal con el tamaño de la probeta ni las diferencias encontradas entre estos valores de K_{Qv} y los obtenidos por Avery.

6.4.1.1.3. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal

En las Tablas 6.III y 6.XVI y en las Figuras 6.13 y 6.15 se muestran resultados un tanto contradictorios respecto a la variación con la temperatura de austenización de la tenacidad, K_{QV} , del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal. Por un lado, en la Figura 6.13 se observa que la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal apenas varía en el intervalo de temperaturas desde 770° hasta 840°C y disminuye desde 840° hasta 870°C. Por otro lado, la Figura 6.15 muestra que la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal aumenta ligeramente en el intervalo desde 770° hasta 840°C y a continuación disminuye al aumentar la temperatura. A priori, ambas gráficas representan tendencias diferentes en la variación de la tenacidad con la temperatura de austenización. Estas diferencias, sin embargo, como se va a ver a continuación, se explican con los resultados de los parámetros microestructurales obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.

En la Tabla 6.XVI y en la Figura 5.22 se observa que el tamaño medio de carburo apenas varía con la temperatura de austenización, mientras que el tamaño medio del grano de ferrita aumenta ligeramente con la temperatura de austenización (Figura 5.23). La falta de variación del tamaño de carburo con la temperatura de austenización se atribuyó en el capítulo anterior al corto intervalo de tiempo durante el recocido y a la elevada velocidad de enfriamiento tras el recocido. Por otro lado, el aumento del tamaño de grano de ferrita se atribuyó a la disminución de la fracción en volumen de carburos, como consecuencia de la disolución de éstos durante la austenización y posterior precipitación en forma de perlita, lo que permitió el engrosamiento de los granos de ferrita.

La relación entre la microestructura y la tenacidad a la fractura en aceros esferoidales ha sido estudiada por diversos autores. Rawal y col. mostraron que la tenacidad a la fractura, K_{IC} , aumenta al disminuir el espaciado libre entre partículas, esto es, al disminuir el tamaño de las partículas, a igualdad en la composición²⁴. Estos autores observaron también que la tenacidad a la fractura disminuía al aumentar el espaciado libre entre partículas, a igualdad en el tamaño de las partículas, esto es, al disminuir la fracción de volumen de carburos. En otro estudio, Liu y col. mostraron que la resistencia a la fractura de los aceros esferoidales variaba inversamente con la raíz cuadrada del espaciado entre carburos²⁵. Más recientemente, Syn y col.^{35,26} propusieron un método para predecir la resistencia a la fractura en aceros UAC con

microestructura esferoidal, para lo cual se basaron en la idea de que los carburos de mayor tamaño actuaban como puntos de iniciación de grietas. Estos autores encontraron que la resistencia a la fractura era inversamente proporcional a la raíz cuadrada del tamaño de los carburos de mayor tamaño. En todos estos estudios el tamaño de grano de ferrita no se consideró como un parámetro microestructural importante que afectara la tenacidad a la fractura en los aceros UAC.

En el caso del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, el tamaño de partícula y, con ello, la distancia interparticular no variaron apreciablemente con la temperatura de austenización (Tabla 6.XVI). Debido a esta ausencia de variación de la distancia entre carburos y teniendo en cuenta la relación entre la tenacidad a la fractura y el espaciado entre carburos encontrado por Rawal y col., cabe esperar que la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal no varíe con la temperatura de austenización, sino que permanezca prácticamente constante.

La variación de la tenacidad con la distancia interparticular (como lo atribuyen Rawal y col.²⁴) tiene que ver con el número de obstáculos que la grieta encuentra a su paso, en este caso, al número de carburos. Se ha de tener en cuenta que las intercaras ferrita/carburo representan lugares donde la grieta pierde energía como consecuencia del proceso de nucleación y, por tanto, constituyen obstáculos a la propagación de la grieta. A medida que aumenta el espaciado interparticular, a igualdad en la composición química, disminuye el número de partículas que la grieta se encuentra a su paso y, con ello, el número de sitios en los que la grieta pierde energía, lo que da lugar a una disminución de la tenacidad.

Por otro lado, las fronteras de los granos de ferrita representan también obstáculos a la propagación de la grieta, debido a que se absorbe energía en la frontera ferrita/ferrita, de manera que a medida que aumenta el número de éstas, o lo que es lo mismo, a medida que disminuye el tamaño de grano de ferrita, aumenta la tenacidad. En la Figura 5.23 se observa que el tamaño de grano de ferrita aumenta ligeramente con la temperatura de austenización. A priori, esta pequeña variación del tamaño de grano de ferrita debería conllevar una ligera disminución de la tenacidad. En el caso de los resultados obtenidos a partir de los ensayos realizados en las probetas de tamaño pequeño, se observa una ligera disminución de la tenacidad a la temperatura de 870°C (Figura 6.13). Sin embargo, en el caso de los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande la tenacidad aumenta hasta la temperatura de 840°C y a continuación decae ligeramente (Figura 6.15).

Esta controversia en los resultados de tenacidad obtenidos para el caso del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal en función del tamaño de probeta, debe atribuirse a la contribución de la zona plástica en el extremo de la grieta. Así pues, los resultados representados en las Figuras 6.13 y 6.15 indican que la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal oscila de manera aproximadamente constante en torno a un valor medio, de manera que las diferencias con respecto a este valor hay que atribuir las al escaterin obtenido en los ensayos realizados en el presente trabajo.

En lo siguiente se analizan detalladamente los resultados obtenidos por Rawal y col. en aceros con diferente porcentaje en carbono y microestructura esferoidal. En la Figura 6.34 se muestran los resultados obtenidos por Rawal y col. de la variación de la tenacidad a la fractura a las temperaturas de -110° , -150° y -196°C en función de la distancia libre entre partículas, en los aceros con un contenido en carbono en peso de 0,13%, 0,43% y 1,46%, a igualdad en el contenido de carbono²⁴. Como se comentó anteriormente, estos autores atribuyeron el aumento de la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , a la disminución de la distancia entre carburos.

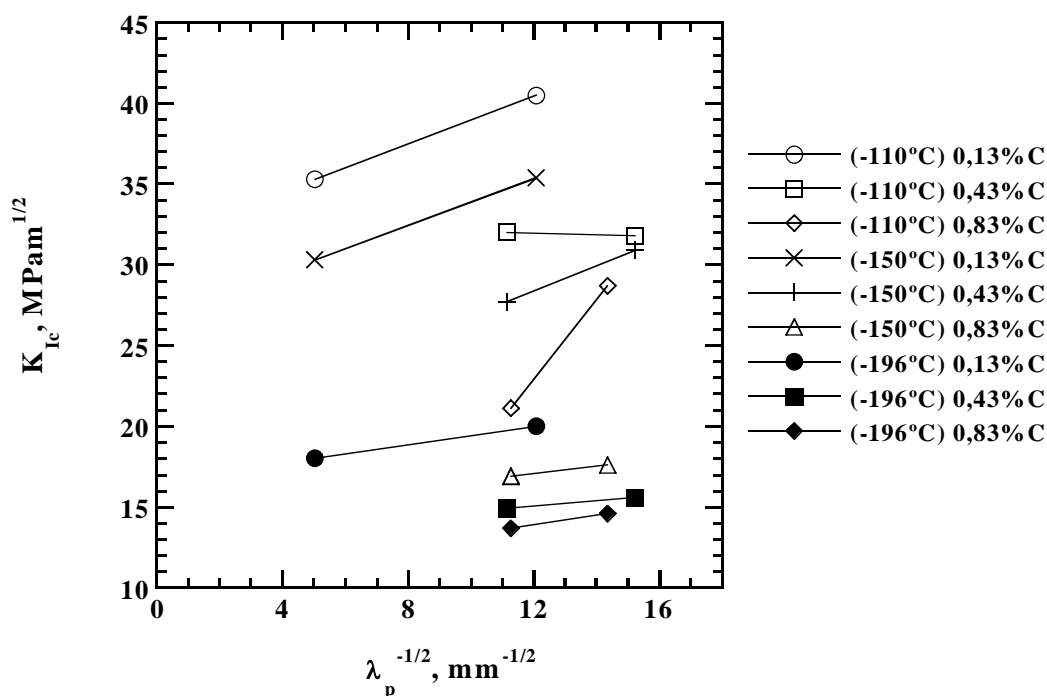


Figura 6.34. Variación de la tenacidad a la fractura con la distancia libre entre carburos, λ_p , de varios aceros con microestructura esferoidal y un contenido de carbono en peso de 0,13, 0,43, 0,83y 1,46%²⁴.

En la Tabla 6.XVIII se muestran el contenido en carbono de los aceros estudiados por Rawal y col., junto con los resultados de los parámetros microestructurales: tamaño de grano de ferrita, λ_G , distancia libre entre partículas, λ_p y tamaño de carburo, l_p . En la Figura 6.35 se comparan los resultados de tenacidad a la fractura, obtenidos por Rawal y col., en función del tamaño de grano de ferrita para los aceros con igual contenido en carbono. En dicha figura se observa que la tenacidad a la fractura aumenta al disminuir el tamaño de grano. Así mismo, si se compara el porcentaje de variación de la tenacidad a la fractura y el porcentaje de variación de los diferentes parámetros microestructurales obtenido por Rawal y col., se encuentra que el porcentaje de variación de la tenacidad es mucho menor que el porcentaje de variación de la distancia entre partículas, y similar al porcentaje de variación del tamaño de grano de ferrita. Todo ello sugiere que el tamaño de grano de ferrita puede ser un parámetro microestructural importante que controla la tenacidad a la fractura de los aceros con microestructura esferoidal.

Tipo	Contenido en carbono, %	Fracción de volumen de carburos	λ_p , μm	λ_G , μm	l_p , μm
RC	0,13	0,016	39,3	13,1	0,64
RF	0,13	0,016	6,86	9,4	0,11
YC	0,43	0,063	8,05	13	0,54
YF	0,43	0,063	4,32	8,3	0,29
BC	0,83	0,125	7,88	9,3	1,13
BF	0,83	0,125	4,86	10,9	0,7
GC	1,46	0,223	5,28	8,3	1,47

Tabla 6.XVIII. Valores de los parámetros microestructurales (distancia entre partículas, λ_p , tamaño de grano de ferrita, λ_G , y tamaño de carburo, l_p) en aceros esferoidales de 0,13 %, 0,43%, 0,83% y 1,46% en peso de C^{24} .

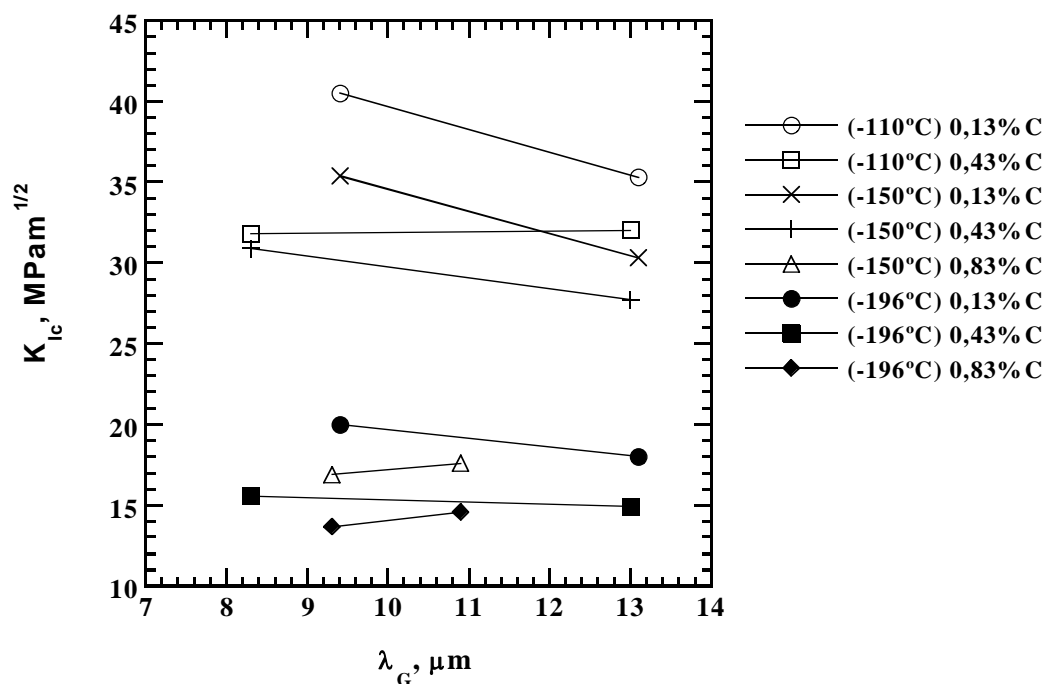


Figura 6.35. Variación de la tenacidad a la fractura con el tamaño de grano de ferrita, λ_G , de varios aceros con microestructura esferoidal y un contenido de carbono en peso de 0,13, 0,43, 0,83 y 1,46%²⁴.

Por otro lado, si se analizan detalladamente las superficies de fractura que se obtienen en el caso del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, se observa que los carburos no representan obstáculos efectivos a la propagación de las grietas. Así, en las Figuras 6.18, 6.19 y 6.20 se mostraron las superficies de fractura correspondientes a la propagación frágil de la grieta en las probetas de acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal. En dichas micrografías se observan las facetas formadas por la propagación de la grieta a lo largo de los planos de clivaje en los granos de ferrita. Al mismo tiempo, se observan también carburos esferoidales situados en la superficie de las facetas. Se observa que la grieta no cambia la dirección de propagación al encontrarse las partículas de cementita, sino que lo hace en la frontera de las facetas. Esta observación podría indicar que los carburos no constituyen barreras efectivas a la propagación de la grieta y que, por tanto, la distancia entre carburos no constituye un parámetro microestructural adecuado para explicar la variación de la tenacidad a la fractura de los aceros UAC con microestructura esferoidal.

6.4.1.2. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica

6.4.1.2.1. *Comportamiento del crecimiento de la grieta*

A diferencia de las probetas con microestructura esferoidal, en los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de las probetas de tamaño pequeño (con excepción del material austenizado a 900°C) la grieta no se propagó catastróficamente a lo largo de toda la entalla, sino que lo hizo rápidamente hasta una distancia mayor que la longitud crítica de grieta, para luego detenerse y propagarse rápidamente hasta el final de la entalla (Figura 6.11 (c)). Este comportamiento hay que atribuirlo a la mayor disminución de la carga, necesaria para propagar una grieta dinámicamente en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica con respecto al acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, y, con ello, a la disminución del valor de energía elástica que se almacena, durante el ensayo, en el sistema de carga.

En el caso de las probetas de tamaño grande, la energía almacenada durante el ensayo, aunque mayor que en el caso de las probetas de tamaño pequeño se disipa convenientemente durante la propagación de la grieta a lo largo de la entalla. Así pues, en las probetas de tamaño mayor la distancia que recorre la grieta para disipar dicha energía es menor que en las probetas de tamaño pequeño. De esta forma se pudieron medir de manera más adecuada los valores de la carga, que se alcanzan durante la propagación de la grieta, en la región de la longitud de grieta requerida por la norma (esto es, en la región donde $0,8r_c < r < 1,2r_c$, donde r es el cociente entre la pendiente de un ciclo de carga y descarga y la pendiente de la parte inicial elástica de la curva carga y desplazamiento y r_c es el cociente entre la pendiente del ciclo carga y descarga, realizado a la longitud crítica de grieta, y la pendiente de la parte inicial elástica de la curva carga y descarga).

Por todo ello, únicamente, los valores de tenacidad condicional obtenidos a partir de los ensayos realizados en las probetas de tamaño grande pueden considerarse valores “más válidos” de tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. Por otro lado, se debe tener en cuenta que la tenacidad, medida en las probetas de tamaño pequeño, disminuye bruscamente en el intervalo de temperaturas desde 900° hasta 930°C y que, a continuación, aumenta ligeramente con la temperatura de austenización, mientras que los valores medidos a partir de las probetas de tamaño grande disminuyen, paulatinamente, con la temperatura de

austenización desde $46 \text{ MPam}^{1/2}$ hasta $29 \text{ MPam}^{1/2}$. En las siguientes secciones los valores de tenacidad que se considerarán para la relación con los parámetros microestructurales son los obtenidos a partir de las probetas de tamaño mayor.

6.4.1.2.2. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica

En la Figura 6.15 y en las Tablas 6.IX y 6.XVI se muestra que los valores de la tenacidad condicional a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica disminuyen con el aumento de la temperatura de austenización. Esta disminución de la tenacidad se discute teniendo en cuenta la influencia de los parámetros microestructurales: tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y espaciado interlaminar de la perlita. En este caso, no se ha tenido en cuenta la posible contribución del espaciado entre carburos, especialmente en el acero UAC-1,3C austenizado a las temperaturas de 900° y 930°C , a las cuales permanecen sin disolver todavía algunos carburos proeutectoides.

La Figura 5.26 mostró que el espaciado interlaminar de la perlita en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica disminuye con el aumento de la temperatura de austenización, desde $0,14 \mu\text{m}$ hasta $0,04 \mu\text{m}$. Esta disminución del espaciado interlaminar con el aumento de la temperatura de austenización ha sido explicada en el capítulo de procesado y se debe a dos factores. Por un lado, el aumento del grado de sobresaturación de carbono en austenita con el aumento de la temperatura de austenización y, por otro lado, la disminución de la temperatura a la que tiene lugar la reacción perlítica debido al aumento del tamaño de grano austenítico con el aumento de la temperatura de austenización.

En general, la influencia del espaciado interlaminar de la perlita en los resultados de tenacidad de cualquier material perlítico se debe al papel de las láminas de cementita y ferrita como obstáculos a la propagación de la grieta. Así pues, un mayor valor de tenacidad se justificaría por el aumento del número de obstáculos a la propagación de la grieta o, lo que es lo mismo, por la disminución del espaciado interlaminar de la perlita. En el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica se observó que la grieta se propagó a través de las intercaras de ferrita/cementita sin mayor dificultad, como se deduce a partir de la observación de la superficie de fractura de la Figura 6.23. En dicha figura se observa que, en las zonas en

donde la grieta se propaga de manera frágil se forman facetas, en la cuales no se observa ningún tipo de desviación de la grieta con respecto al plano de propagación, debido a las intercaras de las láminas de cementita/ferrita. Es por ello que el espaciado interlaminar no se considera el parámetro microestructural que controla la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.

Los estudios encontrados en la literatura sobre la tenacidad a la fractura en aceros perlíticos muestran que el espaciado interlaminar de la perlita tiene muy poca influencia en la tenacidad a la fractura de dichos aceros. Gladman y col.⁵⁰ explicaron la ausencia de contribución del espaciado interlaminar de la perlita en la tenacidad a la fractura de estos aceros debido a un efecto contrario. Por un lado, al disminuir el espaciado interlaminar aumentaba la tenacidad. Por otro lado, al disminuir el espesor de las láminas de cementita más fácilmente se rompe una de estas láminas y, por tanto, más fácil resulta propagar una grieta dando lugar a una disminución de la tenacidad. En general, espaciados interlaminares de la perlita menores implican espesores de las láminas de cementita también menores. Así pues, el aumento de la tenacidad a la fractura debido a la disminución del espaciado de la perlita (y, por tanto, aumento del número de barreras en contra de la propagación de la grieta) se compensaría por la disminución del espesor de las láminas de cementita, las cuales se romperían más fácilmente durante la propagación de una grieta. Este argumento ha sido defendido por otros autores como Hyzak y col.⁵¹. Por otro lado, Park y col.⁵² observaron que, en muchos casos, la grieta se propagaba a través de las intercaras ferrita/cementita sin mucha dificultad en los aceros perlíticos. Las observaciones de estos autores, aunque realizadas en aceros perlíticos, se pueden extrapolar para el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica y justifican, en cierta forma, que el espaciado interlaminar de la perlita no sea el parámetro microestructural que controle la tenacidad a la fractura de estos materiales.

En la Figura 5.25 se mostró que el tamaño medio de las colonias de perlita en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica aumentó con la temperatura de austenización. Con una variación de tamaño desde aproximadamente 12 μm hasta aproximadamente 19 μm . En general, la contribución del tamaño de las colonias de perlita en la tenacidad a la fractura viene dada por las fronteras de las colonias de perlita como barreras efectivas en contra de la propagación de la grieta. Esto implica que el tamaño de las facetas, esto es, la distancia a la cual tiene lugar el cambio de plano de propagación de una grieta (y, por tanto, donde la grieta encuentra una barrera donde se debe renuclear para continuar propagándose) debería ser similar al tamaño de las colonias de perlita. Sin embargo, como se observa en la Figura 6.23

el tamaño de las facetas, de unas 20 μm , es mayor que el tamaño de colonia de perlita, de unas 15 μm (Figura 5.25). Por ello, el tamaño de colonia de perlita no se puede considerar como un parámetro microestructural efectivo que controle la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.

Gladman y col. encontraron que el tamaño de la colonia de perlita era un parámetro microestructural importante, que controlaba la tenacidad a la fractura en los aceros con alto carbono, y sugirieron que las fronteras de las colonias de perlita actuaban como obstáculos a la propagación de una grieta frágil⁵⁰. Este argumento fue rechazado por Hyzark y col.⁵¹, los cuales observaron que el tamaño de colonia de perlita ejercía una influencia mínima en la tenacidad a la fractura de los aceros perlíticos. Por otro lado, Turkalo encontró en un acero perlítico que las grietas se propagaban a lo largo de un número de colonias de perlita, extendiéndose sobre parte o la totalidad de un grano de austenita y formando una faceta individual⁵³. En general, la orientación de la superficie de la faceta se corresponde con la de los planos $\{100\}$ de la ferrita, a través de los cuales se propaga la grieta por clivaje en los aceros perlíticos⁵⁴. Para demostrar que la grieta de clivaje se propagaba a través de un número de colonias de perlita, Park y col. estudiaron la orientación de los planos de ferrita en las colonias de perlita adyacentes⁵². Estos autores encontraron que, dentro de un grano de austenita de tamaño grande, la desorientación entre los planos $\{100\}$ de la ferrita era inferior a 10 grados en el 90 por ciento de las colonias examinadas. Esto quiere decir que el plano de una faceta, que se obtiene tras la propagación de una grieta por clivaje, se podía extender a lo largo de varias colonias de perlita. Debido a esto, el tamaño de colonia de perlita no podía considerarse como un parámetro microestructural que controla la tenacidad a la fractura en aceros perlíticos. Como ya se ha indicado anteriormente, el tamaño de las facetas encontrado a partir del análisis de las superficies de fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica (Figura 6.23) es mayor que el tamaño de las colonias de perlita, lo cual es consistente con los resultados encontrados en aceros perlíticos.

A partir de todo lo anterior, se concluye que el parámetro microestructural que controla la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica viene dado por el tamaño de faceta. De manera que las fronteras de las facetas constituyen las barreras efectivas en las cuales tiene lugar la absorción de la energía durante la propagación de la grieta. A mayor tamaño de faceta menor es el número de fronteras en las cuales la grieta cambia de dirección durante la propagación y menor es la tenacidad del material.

En general, el tamaño de faceta se relaciona con el tamaño de grano austenítico, de manera que, a mayor tamaño de grano austenítico mayor es el tamaño de faceta y, por tanto, menor es la tenacidad del material^{34,51,55}. En aceros perlíticos se han propuesto varios modelos que explican dicha relación. En ellos, se considera que el tamaño del grano de austenita controla el tamaño de faceta a través del control de la orientación cristalográfica de la ferrita en la perlita que forma una faceta dada. Por un lado, Mehl y col.^{56,57} propusieron que la orientación cristalográfica de la ferrita en la perlita estaba relacionada con la del grano de austenita previa en el cual estaba contenida. Esto implicaría que la ferrita dentro de un grano de austenita dado exhibiría una orientación determinada, de manera que los planos de clivaje en las colonias de perlita adyacentes serían continuos o estarían prácticamente alineados. Según este modelo, la tenacidad a la fractura estaría directamente relacionada con el tamaño de los granos de austenita previa, de tamaño igual al tamaño de las facetas. En otro modelo, Smith⁵⁸ relaciona la orientación de la ferrita con la de la austenita de un grano vecino. Así pues, la orientación entre las colonias de perlita viene dada por la orientación del grano de austenita adyacente o vecino. Aquellas colonias de perlita con la misma orientación cristalográfica de la ferrita forman “unidades de orientación”, que constituyen las facetas después de la fractura. La tenacidad a la fractura varía con el tamaño de estas unidades, lo cual, en la práctica, equivale al tamaño de las facetas. Un grano de austenita de tamaño grande contendrá muchas colonias de perlita, con la misma orientación de la ferrita, formando una unidad de tamaño grande. A medida que el tamaño del grano de austenita disminuye, menos colonias de perlita con la misma orientación cristalográfica, se nuclearán en las fronteras de grano y, por tanto, el tamaño de las “unidades de orientación” será menor. Dado un tamaño de colonia de perlita, a medida que disminuye el tamaño de grano de austenita disminuye el tamaño de estas unidades, lo cual significa una mayor resistencia a la propagación de la grieta y, por tanto, mayor tenacidad.

Para el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, la relación entre el tamaño de grano de austenita previa y el tamaño de faceta se adaptaría al modelo de Smith. Esto se explica si se tiene en cuenta los resultados de la Tabla 6.XIX, en los cuales se muestra que el porcentaje de variación de la tenacidad, K_{QV} , obtenido en los ensayos, es mayor que el porcentaje de variación de la tenacidad, calculado a partir de la variación del tamaño de colonia de perlita y menor que el porcentaje de variación de la tenacidad, calculado a partir de la variación del tamaño de grano de austenita previa. En donde, la tenacidad se ha calculado, aproximadamente, teniendo en cuenta las expresiones que relacionan la tenacidad a la fractura

con el tamaño de grano^{50,51,59}. En general, dichas expresiones indican que la tenacidad a la fractura depende inversamente con la raíz cuadrada del tamaño de grano. Así pues, se ha realizado un cálculo aproximado de la tenacidad a partir de los inversos de la raíz cuadrada del tamaño de grano de austenita y del tamaño de colonia de perlita. Los resultados obtenidos indicarían que la variación del tamaño del parámetro microestructural (tamaño de faceta) que controla la tenacidad a la fractura en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, debería ser mayor que la variación experimentada por el tamaño de colonia de perlita y menor que la correspondiente al tamaño de grano de austenita, lo cual está de acuerdo con lo propuesto por el modelo de Smith.

Temperatura, °C	$1/L^{1/2}$	$1/P^{1/2}$	K_{Qv} , MPam ^{1/2}
900	0,245	0,291	46,9
990	0,101	0,227	29,8
Porcentaje de variación, %	142,5	28,1	57,3
L = tamaño de grano austenítico			
P = tamaño de colonia de perlita			

Tabla 6.XIX. Datos del porcentaje de variación de la tenacidad calculados a partir de la variación del tamaño de grano de austenita, tamaño de colonia de perlita y de los resultados experimentales obtenidos a partir de las probetas de tamaño grande.

Finalmente, en la Figura 6.36 se representa la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica frente al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano austenítico y frente al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de colonia de perlita. Se ha realizado un ajuste lineal de los datos y se ha obtenido un coeficiente de correlación lineal de $r = 0,999$ y $r = 0,891$ para la representación del K_{Qv} frente al tamaño de grano austenítico previo y frente al tamaño de colonia de perlita, respectivamente. Se observa que la mejor correlación se ha obtenido para el caso de la tenacidad a la fractura en función del tamaño de grano de austenita. La menor dispersión de los datos de tenacidad frente al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano de austenita, es un indicador de que el tamaño de grano de austenita previa es un parámetro microestructural adecuado que puede controlar la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.

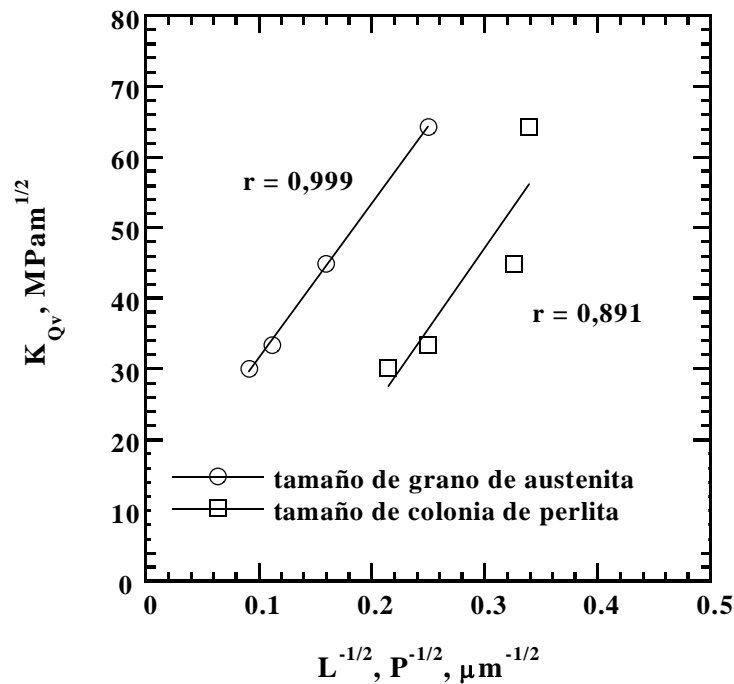


Figura 6.36. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C frente al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano de austenita, $L^{-1/2}$, y el tamaño de colonia de perlita, $P^{-1/2}$.

6.4.2. TENACIDAD A LA FRACTURA DEL ACERO UAC-1,5C

6.4.2.1. Comportamiento del crecimiento de la grieta

En la Tabla 6.XIII se muestra que el crecimiento de la grieta en las probetas de acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y con microestructura perlítica, a excepción de las probetas de acero UAC-1,5C procesado mediante la ruta B y de acero UAC-1,5C austenizado a 990°C (en las cuales la grieta propagó de manera estable), tuvo lugar a modo de saltos. Como se ha indicado anteriormente, este proceso se caracteriza por períodos durante los cuales la grieta crece de manera cuasi estacionaria seguidos por períodos en los que la grieta crece inestablemente. La propagación cuasi estacionaria de la grieta se produce mediante el proceso de nucleación y crecimiento de cavidades, característico de la fractura de tipo dúctil (zona superior e inferior de la Figura 6.28), mientras que la propagación inestable de la grieta

se produce por la ruptura del material por clivaje (zona intermedia de la Figura 6.28). Así pues, a diferencia con el acero UAC-1,3C, no se observó una diferencia apreciable entre el comportamiento del crecimiento de la grieta en las probetas de acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y microestructura perlítica.

Así mismo, a diferencia con el acero UAC-1,3C, en el acero UAC-1,5C el crecimiento de la grieta no tuvo lugar de manera catastrófica. Esto se debe a que la carga a la cual se inicia la grieta y, con ello, la energía elástica que se acumula en el sistema de carga, durante el ensayo, es menor en el caso del acero UAC-1,5C que en el del acero UAC-1,3C. En este sentido, los valores de la carga para los cuales se produjeron los saltos de grieta en los ensayos del acero UAC-1,5C fueron inferiores a 3000 N. En la Tabla 6.XII se observa que, a excepción de los ensayos realizados en las probetas 14a, 14b y 21b, el valor máximo de la carga, a la cual se produce la propagación esporádica de la grieta, hasta el siguiente punto de detención, es menor que 2600 N. Estos valores son mucho menores que los valores de la carga máxima alcanzada en los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C y justifican el tipo del crecimiento de grieta encontrado durante los ensayos realizados en el acero UAC-1,5C.

6.4.2.2. Validez de los resultados de tenacidad a la fractura

Como se ha comentado anteriormente, el crecimiento de la grieta en el acero UAC-1,5C se produjo, como en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a modo de saltos. Sin embargo, a diferencia de los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de probetas de tamaño pequeño, en los ensayos realizados en el acero UAC-1,5C, a partir de probetas de igual tamaño, la grieta no se propagó a lo largo de la mayor parte de la longitud de la entalla (como ocurrió en el caso del segundo), sino que se detuvo en la región de la longitud crítica de grieta. Por ello, se pudo determinar la carga correspondiente a los saltos de grieta, en los cuales el parámetro r (cociente entre la pendiente correspondiente a un salto de la grieta y la pendiente inicial elástica) estuvo comprendido en el intervalo requerido por la norma. En general, en la mayoría de los ensayos realizados en el acero UAC-1,5C se obtuvieron dos saltos de grieta dentro del intervalo desde $r = 0,49$ hasta $r = 0,74$, a partir de los cuales se pudo determinar un valor válido de la tenacidad a la fractura, K_{QV} (Tabla 6.XII).

Por otro lado, en la Tabla 6.XIII se mostró que el espesor crítico, requerido por la norma para el caso del acero UAC-1,5C, austenizado en el rango de temperaturas desde 770°C hasta 990°C, fue inferior al espesor de la probeta empleada en el presente estudio. Esto indica que el tamaño de la región plástica en el extremo de la grieta es despreciable en comparación con el tamaño de la probeta y, que, por tanto, es válido aplicar la teoría elástica de la mecánica de la fractura para el cálculo de la tenacidad a la fractura. Por otro lado, como se indicó en la introducción, la condición del tamaño mínimo de probeta asegura que el estado tensional es un estado de deformación plana². Así pues, si se tiene en cuenta todo lo anterior se concluye que los valores condicionales de la tenacidad, K_{QV} , obtenidos para el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica, constituyen valores válidos de la tenacidad a la fractura, K_{IV} .

No obstante, debe tenerse en cuenta que en, al menos, una de las dos probetas ensayadas para cada tipo de microestructura obtenida, se produjo la desviación de la grieta, durante la propagación, fuera del plano de la entalla (ver Tabla 6.XIII). Debido a esto, la tenacidad que se obtuvo en esta probeta fue mayor que la tenacidad correspondiente a la probeta en la que la grieta propagó completamente a lo largo del plano de la entalla. A priori, el valor de tenacidad obtenido en la probeta en la que la grieta se desvió del plano de la entalla no se puede considerar completamente válido⁵. Sin embargo, en el presente estudio dicho valor se empleó junto con el valor de tenacidad, obtenido a partir de la probeta en la que la grieta creció a lo largo del plano de la entalla, para obtener un valor medio de la tenacidad a cada temperatura de austenización. En general, la variación de la tenacidad del acero UAC-1,5C, calculada como valor medio, con la temperatura de austenización no difirió apreciablemente con respecto a la variación de la tenacidad, obtenida únicamente a partir de las probetas en las que la grieta se propagó a lo largo del plano de la entalla, con la temperatura de austenización. Por ello, se ha empleado el valor medio de la tenacidad para realizar el estudio de la variación de la tenacidad a partir de la microestructura obtenida en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica.

6.4.2.3. Relación entre la microestructura y la tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica

En la Figura 6.26 se representó la variación de la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C en función de la temperatura de austenización. En general, se observa que, tanto en el caso de las microestructuras esferoidales como en el de las perlíticas, la tenacidad no varía significativamente con la temperatura de austenización. No obstante, se observa una diferencia entre los resultados de tenacidad correspondientes a las microestructuras esferoidales, los cuales oscilan en torno a los $40 \text{ MPam}^{1/2}$ y los correspondientes a las microestructuras perlíticas, los cuales oscilan en torno a los $30 \text{ MPam}^{1/2}$. Dicha diferencia de la tenacidad, así como la ausencia de variación de la tenacidad para las microestructuras esferoidales y perlíticas se explican, a continuación, a partir de la variación de los parámetros microestructurales correspondientes.

Como se indicó para el caso del acero UAC-1,3C, los parámetros microestructurales que juegan un papel más determinante en el control de la tenacidad a la fractura de los aceros UAC con microestructura esferoidal son la distancia entre carburos y el tamaño de grano de la ferrita. En ambos casos, la tenacidad a la fractura es inversamente proporcional a la distancia que separa los obstáculos (intercara cementita/ferrita y fronteras de grano) en donde se produce la absorción de la energía, asociada a la grieta que se propaga. De este modo, conforme aumentan la distancia entre carburos y el tamaño de grano de ferrita, disminuye la tenacidad a la fractura del material con microestructura esferoidal.

En el caso del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal no se calculó la distancia entre carburos debido a que se obtuvo una doble distribución de tamaños, correspondientes a los carburos proeutectoides y a los carburos eutectoides. En la Figura 5.27 se mostró la variación de los tamaños de las partículas de cementita proeutectoide y eutectoide del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal en función de la temperatura de austenización. Se observa que tanto el tamaño de los carburos proeutectoides como el de los carburos eutectoides no varió apreciablemente con dicha temperatura. De aquí que la distancia entre partículas de cementita tampoco varíe apreciablemente con la temperatura de austenización. A partir de este resultado y teniendo en cuenta los resultados obtenidos por Rawal y col.²⁴ se justificaría la ausencia de variación de la tenacidad a la fractura en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal. Por otro lado, en la Tabla 6.XVII se mostró que el

tamaño de grano ferrítico aumentaba ligeramente con la temperatura de austenización. No obstante, dicha variación del tamaño de grano no es muy representativa y, por tanto, no cabe esperar una variación importante de la tenacidad, como se confirma en la Figura 6.26.

En el caso de las microestructuras de tipo perlítico del acero UAC-1,3C se concluyó que el parámetro microestructural que controlaba la tenacidad a la fractura era el tamaño de faceta, el cual, a su vez, estaba relacionado con el tamaño de grano de austenita debido a la relación cristalográfica existente entre la austenita sin transformar y la perlita transformada. En este caso, la tenacidad aumenta con la disminución del tamaño de grano de la austenita sin transformar. Por otro lado, la variación del tamaño de colonia de perlita y el espaciado interlaminar de la perlita no explica la variación de la tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica.

En las Figuras 5.29, 5.30 y 5.31 se mostró la variación del tamaño de grano de austenita, del tamaño de colonia de perlita y del espaciado interlaminar de la perlita, respectivamente, del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica con la temperatura de austenización. Se observó, que la variación del tamaño de colonia de perlita y del espaciado interlaminar de la perlita fue similar a la encontrada en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, mientras que el tamaño de grano austenítico aumentó menos del doble que en el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica. Esta diferencia en la variación del tamaño de grano de austenita se atribuyó al aumento de la fracción de volumen de los carburos proeutectoides situados en las fronteras de los granos de austenita sin transformar.

Al igual que en el caso del acero UAC-1,3C, en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica, no se detectó ninguna variación en la dirección de la propagación de la grieta en las intercaras ferrita/cementita, sino que por el contrario, la grieta propagó sin mucha dificultad a través de dichas intercaras. Por ello, nuevamente el espaciado interlaminar no se considera como un parámetro microestructural importante que controle la tenacidad a la fractura. Por otro lado, como se observa en la Figura 6.32, el tamaño de las facetas en el acero UAC-1,5C austenizado a 990°C oscila entre las 20 y 30 μm , mientras que el tamaño de las colonias de perlita, que se forman a esa temperatura, es de aproximadamente 15 μm . Esto justificaría que las fronteras de las colonias de perlita no representan obstáculos importantes a la propagación de la grieta y que, por tanto, el tamaño de colonia de perlita no constituye un parámetro adecuado en el control de la tenacidad de este acero. Finalmente, en el caso del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica no se ha encontrado la misma relación entre la

tenacidad a la fractura y el tamaño de grano de austenita, que en el caso del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica (Figura 6.36).

En la Figura 6.37 se muestra la variación de la tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica en función del inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano austenítico y del inverso de la raíz cuadrada del tamaño de colonia de perlita. Se observa que en ambos casos los factores de correlación indican un elevado grado de dispersión de los datos. A priori, la ausencia de correlación entre los valores de tenacidad y los del tamaño de grano austenítico indican que, probablemente, el tamaño de grano de austenita no es un parámetro adecuado que controla directamente la tenacidad a la fractura en el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica. Se debe tener en cuenta que para un mismo porcentaje de variación del tamaño de grano de austenita, la tenacidad del acero UAC-1,3C varió más de 10 MPam^{1/2}, mientras que en el acero UAC-1,5C apenas varió 5 MPam^{1/2}. Así pues, estos resultados confirman que el tamaño de grano de austenita no es el parámetro que controla la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica.

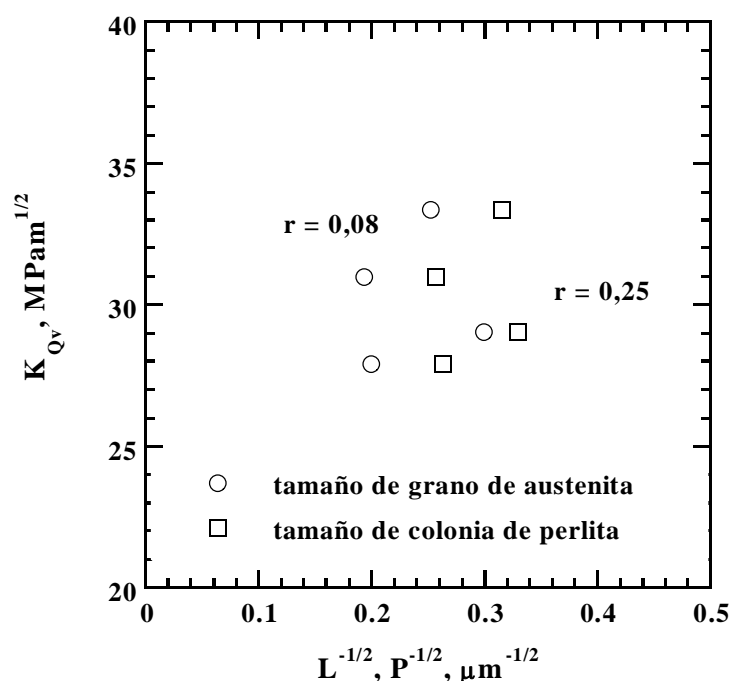


Figura 6.37. Tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C frente al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano de austenita y el tamaño de colonia de perlita.

La ausencia de variación de la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica se puede explicar si se tiene en cuenta la ausencia de variación del espaciado entre carburos proeutectoides. En la Figura 5.27 se mostró la variación del tamaño medio de carburo del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica con la temperatura de austenización. Estos carburos proceden de la cementita proeutectoide sin disolver durante el tratamiento de austenización. Se observó que el tamaño medio de carburo proeutectoide no variaba apreciablemente con la temperatura de austenización. Así pues, al igual que en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal, la ausencia de variación del tamaño de carburo del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica implica la ausencia de variación de la distancia entre carburos, lo cual justificaría la ausencia de variación de la tenacidad a la fractura.

El parámetro microestructural constituido por la distancia entre carburos explica no solo la ausencia de variación de la tenacidad con la temperatura de austenización del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica, sino que también justifica la disminución de la tenacidad entre el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y el acero UAC-1,5C con microestructura perlítica. Para ello, se debe tener en cuenta que el tamaño de los carburos proeutectoides es aproximadamente unas 5 veces mayor que el de los carburos eutectoides. Dado que la distancia entre carburos es directamente proporcional al tamaño de carburo (ver ecuación (3) del capítulo de procedimiento experimental), el aumento del tamaño de los carburos da lugar al aumento de la distancia entre carburos y, por tanto, a la disminución de la tenacidad a la fractura, K_{IV} .

6.5. CONCLUSIONES

En el presente capítulo se ha estudiado la tenacidad a la fractura de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructuras esferoidal y perlítica, para lo cual se ha utilizado el ensayo de fractura diseñado por Barker para probetas prismáticas cortas con entalla tipo chevron. Se han obtenido las siguientes conclusiones:

1. En general, los valores de tenacidad a la fractura, K_{Qv} , obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal y perlítica, a partir de probetas de tamaño pequeño y probetas de tamaño grande, no constituyen valores válidos de la tenacidad a la fractura, K_{Iv} , calculada en condiciones de deformación plana, obtenidos en otros materiales. En el presente trabajo, los valores de K_{Qv} se emplearán para su estudio en función de los parámetros microestructurales característicos de cada microestructura.
2. En general, los valores de tenacidad, K_{Qv} , obtenidos en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal a partir de probetas de tamaño pequeño y tamaño grande superan los valores de tenacidad, K_{Ic} , del mismo acero UAC con microestructura esferoidal obtenidos por Avery. Por otro lado, los valores de K_{Qv} del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal obtenidos a partir de las probetas de tamaño pequeño son mayores que los obtenidos a partir de las probetas de tamaño grande, a igualdad en la temperatura de austenización. Este aumento del K_{Qv} se atribuye al aumento del tamaño de la zona plástica en el extremo de la entalla y a la penetración de efectos de deformación no plana desde la superficie externa de la probeta, debido a la disminución del tamaño de la probeta.
3. En general, durante los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal la grieta se propagó catastróficamente, antes de alcanzar la longitud crítica de la grieta, a lo largo de la mayor parte de la longitud de la entalla. Esto se debe al elevado valor de la energía elástica que se acumula en el sistema de carga, durante el ensayo, y que se disipa por medio de la creación de superficie nueva de fractura. Por otro lado, durante los ensayos realizados en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de probetas de tamaño pequeño, la grieta se propagó a modo de saltos a lo largo de la entalla. Sin embargo, debido a que el valor de la energía elástica es todavía considerable, no se pudo obtener el valor de la carga en un intervalo cercano a la longitud requerida por la norma. Únicamente en los ensayos realizados en el acero

UAC-1,3C con microestructura perlítica, a partir de probetas de tamaño grande, la energía elástica acumulada se disipó adecuadamente mediante el crecimiento de la grieta, de manera que se pudo determinar la carga alcanzada en el intervalo requerido por la norma.

4. La contribución de la zona plástica, así como la de los efectos de deformación no plana, al valor de tenacidad del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica es menor que la del mismo acero con microestructura esferoidal.
5. Los ensayos de fractura realizados en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal y perlítica, la grieta se propagó en general a modo de saltos a lo largo de la entalla, de manera que se pudo determinar el valor de la carga en la región de la longitud crítica de grieta. Este crecimiento estable de la grieta se debe a que la energía elástica que se acumula en el sistema de carga es menor que en el caso del acero UAC-1,3C. Por otro lado, no se obtuvo una contribución importante del tamaño de la zona plástica en el extremo de la grieta, ni tuvieron lugar efectos laterales derivados del estado de tensión plana. Por todo ello, los valores de tenacidad, K_{Qv} , calculados en el acero UAC-1,5C, representan valores válidos de la tenacidad a la fractura, K_{Iv} .
6. En general, el proceso de fractura de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura esferoidal se produce según los siguientes sucesos. 1) deformación plástica del material en el extremo de la entalla con formación de microhuecos generados en los carburos esferoidales, 2) nucleación de una grieta en la intercara ferrita/cementita de un carburo o en las fronteras de los granos de ferrita y 3) extensión dinámica de la grieta a través de las intercaras carburo/matriz o en el interior de los granos de ferrita.
7. El proceso de fractura de los aceros UAC-1,3C y UAC-1,5C con microestructura perlítica tiene lugar de la siguiente manera: 1) deformación plástica en el extremo de la entalla con formación de huecos, originados en las partículas de cementita esferoidal no disueltas o en la perlita, 2) nucleación de una grieta en la intercara carburo/ferrita de las partículas de cementita proeutectoide no disueltas o en los carburos alargados situados en las fronteras de grano y 3) extensión dinámica de la grieta a través de las intercaras carburo/ferrita o a través de las colonias de perlita.
8. La tenacidad condicional a la fractura, K_{Qv} , del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal, obtenida a partir de probetas de tamaño pequeño y probetas de tamaño

grande es aproximadamente constante con la temperatura de austenización. Este comportamiento se atribuye a la diferente contribución de la zona plástica durante el proceso de fractura en función del tamaño de probeta ensayado y no a la variación de los parámetros microestructurales como son la distancia entre carburos y el tamaño de grano de ferrita. En general, no se observa una relación significativa entre la distancia entre carburos o el tamaño de grano de ferrita y la tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura esferoidal.

9. Los estudios realizados por otros autores en aceros UAC con microestructura esferoidal indican que, a igualdad en el contenido en carbono, el parámetro microestructural que controla la tenacidad a la fractura, K_{Ic} , es la distancia entre partículas. Sin embargo, mediante los datos de estos autores se puede explicar la variación de la tenacidad a la fractura a partir de la variación del tamaño de grano de ferrita. De manera que un aumento del tamaño de grano da lugar a una disminución de K_{Ic} . Por ello, los dos parámetros microestructurales que controlan la tenacidad a la fractura en aceros UAC con microestructura esferoidal son la distancia entre carburos y el tamaño de grano de ferrita.
10. La tenacidad a la fractura del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica es función del tamaño de grano de la austenita. A medida que aumenta el tamaño de grano austenítico disminuye la tenacidad, K_{Qv} . Por otro lado, la influencia del tamaño de colonia de perlita y del espaciado interlaminar de la perlita en la tenacidad a la fractura de dicho material es prácticamente despreciable.
11. La característica microestructural que controla la tenacidad a la fractura en el acero UAC-1,3C con microestructura perlítica es el tamaño de faceta, el cual está formado por varias colonias de perlita y cuyo tamaño es menor que el tamaño del grano de la austenita previa. La relación entre el tamaño de grano de la austenita y el tamaño de grano de faceta se corresponde con el modelo de Smith para aceros perlíticos.
12. La tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal no varía significativamente con el aumento de la temperatura de austenización. Esto se debe a que la distancia entre carburos y el tamaño de grano de ferrita no varía considerablemente con la temperatura de austenización. La ausencia de variación de la distancia entre carburos se debe a que el tamaño de los carburos proeutectoides y eutectoides permanece prácticamente constante con la temperatura de austenización.

13. La tenacidad a la fractura del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica tampoco varía significativamente con la temperatura de austenización. Este comportamiento se atribuye a la ausencia de variación de la distancia entre los carburos proeutectoides que permanecen sin disolver a esta temperatura. En este caso, a diferencia del acero UAC-1,3C con microestructura perlítica, el aumento del tamaño de grano de la austenita previa no da lugar a una disminución de la tenacidad a la fractura. Por otro lado, la variación del tamaño de colonia de perlita y del espaciado interlaminar de la perlita no influyen en los valores de tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica.
14. La diferencia entre los valores de tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal (de unos $40 \text{ MPam}^{1/2}$) y los valores de tenacidad del acero UAC-1,5C con microestructura perlítica (de unos $30 \text{ MPam}^{1/2}$) se atribuye a la diferencia de la distancia entre carburos para ambos tipos de microestructuras. Esta distancia es menor en el acero UAC-1,5C con microestructura esferoidal que en el mismo acero con microestructura perlítica.

6.6. REFERENCIAS

- ¹ A. Fernández, J.Chao, M. Carsí, F. Peñalba y J. Ibáñez, Libro de resúmenes “Tratermat 98”, Ed. M. Carsí, F. Peñalba, O.A. Ruano y B.J. Fernández, Madrid, 1998.
- ² Manuel Elices Calafat, “Mecánica de la Fractura Aplicada a Sólidos Elásticos Bidimensionales”, Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, 1998, pp. 37.
- ³ T.H. Courtney, “Mechanical Behavior of Materials”, ed. McGraw-Hill, 1990.
- ⁴ ASTM E 399-90, “Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”, 1991, pp. 408.
- ⁵ ASTM E 1304-97, “Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials”, 1997, pp. 838.
- ⁶ L.M. Barker y F.I. Baratta, J. Test. Eval., vol. 8, 1980, pp. 97.
- ⁷ L.M. Barker, Eng. Fract. Mech., vol. 9, No. 2, 1977, pp. 361.
- ⁸ H.G. Tattersall y G. Tappin, J. Mater. Sci., vol. 1, 1966, pp. 296.
- ⁹ J. Nakayama, J. Am. Ceram. Soc., vol. 48, 1965, pp. 583.
- ¹⁰ J.A. Coppola y R.C. Bradt, J. Am. Ceram. Soc., vol. 55, 1972, pp. 455.
- ¹¹ L.A. Simpson, J. Am. Ceram. Soc., vol. 56, 1973, pp. 7.
- ¹² L.P. Pook, Int. J. Fract. Mech., vol. 8, 1972, pp. 103.
- ¹³ L.M. Barker, “Chevron-Notched Specimens: Testing and Stress Analysis”, ASTM STP 855, 1984, pp. 117.
- ¹⁴ L.M. Barker, Proceedings Fracture Mechanics: Thirteenth Conference, ASTM STP 743, Ed. Richard Roberts, 1981, pp. 456.
- ¹⁵ L.M.Barker, Int. J. Fracture, vol. 15, No. 6, December, 1979, pp. 515.

-
- ¹⁶ G.R. Irwin y J.E. Kies, *Weld. J.*, vol. 33, 1954, pp. 193.
- ¹⁷ R.T. Bubsey, D. Munz, W.S. Pierce y J.L. Shannon, Jr, *International Journal of Fracture*, vol. 18, No. 2, February, 1982, pp.125.
- ¹⁸ J.I. Bluhm, *Eng. Fracture Mech.*, vol. 7, 1975, pp. 593.
- ¹⁹ J.E. Srawley y B. Gross, *Mater. Res. Standards*, vol. 7, No. 4, April 1967, pp. 155.
- ²⁰ P.C. Paris y G.C. Sih, "Fracture Toughness Testing and its Applications", ASTM STP-381, Philadelphia, 1965, pp. 30.
- ²¹ D. Munz, R.T. Bubsey y J.E. Srawley, *Int. J. Fracture*, vol. 16, No. 4, August 1980, pp. 359.
- ²² W.B. Avery, M.S. Dissertation, Stanford University, 1982, pp. 39.
- ²³ W.B. Avery, M.S. Dissertation, Stanford University, 1982, pp. 39.
- ²⁴ S.P. Rawal y J. Gurland, *Metall. Trans. A.*, vol. 8A, May 1977, pp. 691.
- ²⁵ C.T. Liu y J. Gurland, *Trans. A.S.M.*, vol. 61, 1968, pp. 156.
- ²⁶ D.R. Lesuer, C.K. Syn y O.D. Sherby, *Acta Metall.*, vol. 43, No. 10, 1995, pp. 3827.
- ²⁷ D.A. Porter, I.E. Easterling y G.D.W. Smith, *Acta Metall.*, vol. 26, 1978, pp.1402.
- ²⁸ L.E. Miller y G.C. Smith, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 208, 1970, pp. 998.
- ²⁹ K.W. Burns y F.B. Pickering, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 202, 1964, pp. 889.
- ³⁰ G. Langford, *Metall. Trans. A*, vol. 8A, 1977, pp. 861.
- ³¹ K.E. Puttick, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 185, 1965, pp. 161.
- ³² C.J. McMahon y M. Cohen, *Acta Metall.*, vol. 13, 1965, pp. 591.
- ³³ J.F. Knott, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 204, 1966, pp. 104.
- ³⁴ J.R. Low, Jr., "The Fracture of Metals", *Prog. Mater. Sci.*, vol. 12, 1963, pp. 1.

-
- ³⁵ C.K. Syn, D.R. Lesuer y O.D. Sherby, *Metall. Trans. A.*, vol. 25A, 1994, pp. 1481.
- ³⁶ A.R. Rosenfield y D.K. Shetty, *Eng. Fract. Mech.*, vol. 14, No. 4, 1981, pp. 833.
- ³⁷ A.R. Rosenfield y D.K. Shetty, *Eng. Fract. Mech.*, vol. 17, No. 5, 1983, pp. 461.
- ³⁸ G.T. Hahn, *Metall. Trans. A*, vol. 15A, 1984, pp. 947.
- ³⁹ C. Zener, *Trans. ASM*, vol. 40A, 1948, pp. 3.
- ⁴⁰ A.H. Cottrell, *Trans. AIME.*, vol. 212, 1958, pp. 192.
- ⁴¹ E.A. Almond, D.H. Timbres y J.D. Embury, *Proccedings 2nd Int. Conf. "Fracture"*, Ed. Chapman and Hall, Brighton, 1953, pp. 253.
- ⁴² T.C. Lindley, G. Oates y C.E. Richards, *Acta Metall.*, vol. 18, 1970, pp. 1127.
- ⁴³ D.A. Curry, *Met. Sci.*, vol. 14, 1980, pp. 319.
- ⁴⁴ A. Fernández-Vicente, M. Carsí, F. Peñalba, E.M. Taleff y O.A. Ruano, *Proccedings "Deformation, Processing, and Properties of Structural Materials"*, Eds. E.M. Taleff, C.K. Syn y O.D. Sherby, TMS, 2000.
- ⁴⁵ A.H. La Croix, "Fracture Toughness Properties of Laminated Plate as compared to Solid Plate", *Fokker-VFW Rep. R-1651*, 1973.
- ⁴⁶ H.F. De Jong, *Eng. Fract. Mech.*, vol. 14, 1981, pp. 539.
- ⁴⁷ C.A. Stubbington y N.J.F. Gunn, "Effects of fatigue crack front geometry and crystallography on the fracture toughness of Ti-6Al-4V alloy", *RAE, Tech. Rep. 77158*, 1977.
- ⁴⁸ R.W. Hertzberg, "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", Ed. Wiley, New York, 1976, pp. 279.
- ⁴⁹ F.A. McClintock y G.R. Irwin, *Proccedings "Fracture Toughness Testing and Its Applications"*, ASTM STP 381, 1965, pp. 84.
- ⁵⁰ T. Gladman, I.D. Mcivor y F.B. Pickering, *J. Iron Steel Inst.*, 1972, pp. 916.

-
- ⁵¹ J.M. Hyzak y I.M. Bersntein, Metall. Trans. A, 7A, 1976, pp. 1217.
- ⁵² Y.J. Park y I.M. Berstein, Metall. Trans. A, 10A, 1979, pp. 1653.
- ⁵³ A. Turkalo, Trans. TMS-AIME, vol. 218, 1960, pp. 24.
- ⁵⁴ H. Ohtani y F. Terasaki, Tetsu-to-Hagane, vol. 58, 1972, pp. 67.
- ⁵⁵ Y.J. Park, Investigación No publicada, Department of Metallurgy and Materials Science, Carnegie-Mellon University, Pittsburgh, Pa., 1974.
- ⁵⁶ R.F. Mehl y D.W. Smith, Trans. AIME, vol. 116, 1935, pp. 330.
- ⁵⁷ G.V. Smith y R.F. Mehl, Trans. AIME, vol. 150, 1942, pp. 211.
- ⁵⁸ C.S. Smith, Trans. ASM, vol. 45, 1943, pp. 533.
- ⁵⁹ S. Ensha y A.S. Tetelman, "A Quantitative model for the temperature, strain rate and grain size dependence of fracture toughness in low alloy steels", 3rd International Conference on Fracture Conf. II, 1973, I-331.